

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
ESCOLA DE ENGENHARIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS,
METALÚRGICA E DE MATERIAIS (PPGE3M)**

ARLAN PACHECO FIGUEIREDO

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DE JUNTAS SOLDADAS
COM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803
PELO PROCESSO FRICTION HYDRO PILLAR PROCESSING (FHPP) E FRICTION
TAPER STITCH WELDING (FTSW)**

**PORTO ALEGRE
2017**

Arlan Pacheco Figueiredo

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DE JUNTAS
SOLDADAS COM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803
PELO PROCESSO FRICTION HYDRO PILLAR PROCESSING (FHPP) E
FRICTION TAPER STITCH WELDING (FTSW)**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito para obtenção do Título de Doutor em Engenharia na área de Ciência e Tecnologia dos Materiais.

Orientador: Professor Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre

2017

Arlan Pacheco Figueiredo

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DE JUNTAS
SOLDADAS COM AÇO INOXIDÁVEL DUPLEX UNS S31803
PELO PROCESSO FRICTION HYDRO PILLAR PROCESSING (FHPP) E
FRICTION TAPER STITCH WELDING (FTSW)**

Essa tese de doutoramento foi analisada e julgada adequada para a obtenção do Título de Doutor em Engenharia na área de Ciência e Tecnologia dos Materiais e aprovada na sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul

Professor orientador Dr. Afonso Reguly

Aprovado em: ____/____/____

BANCA EXAMINADORA

Professor Dr. Cleber Rodrigo de Lima Lessa, IFRS, Caxias do Sul

Professor Dr. Fabiano Dornelles Ramos, IFRS, Caxias do Sul

Professor Dr. Pedro Henrique Costa Pereira da Cunha, IFRS, Caxias do Sul

Dedico esse trabalho a dois grandes amores da
minha vida: minha esposa Ângela Flach e meu
filho Gabriel Flach Figueiredo.

Agradecimentos

Concluída mais uma etapa importante da minha vida. É mais um ciclo que se encerra!

Preciso antes de tudo agradecer aos amigos e amigas que ajudaram nessa caminhada, pois sem amigos seria impossível ter chegado até aqui.

Agradeço ao professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker (in memorian), que orientou grande parte desse trabalho, sempre com muita paciência e desenvoltura, indicando os rumos e me aconselhando com sabedoria nos momentos de grandes dificuldades.

Ao meu orientador, professor Dr. Afonso Reguly, pela amizade, por ter me recebido e por ter aceitado a continuação na orientação desse trabalho. Obrigado pela ajuda, pelos conselhos e informações.

Aos meus pais e irmãos que sempre me incentivaram nos estudos e que desde cedo me acompanham nessa jornada pessoal e intransferível da busca pelo “conhecimento que liberta a alma!” Sigamos sempre em frente com perseverança e firmeza.

Um agradecimento especial, e com muito amor, à minha esposa Ângela Flach e ao meu filho (anjo) Gabriel Flach Figueiredo, que acompanharam todo o desenvolvimento desse trabalho, dividindo comigo todas as preocupações e todas as angústias. Nada mais justo nesse momento do que compartilhar com eles essa conquista.

Ao colega de profissão Engenheiro Cleber Rodrigo de Lima Lessa pela amizade, pelo apoio e pelas várias discussões técnicas.

Agradeço também os amigos Douglas Martinazzi e Rodrigo Machado pelas ideias compartilhadas, discussões em grupo e todo o apoio técnico nos laboratórios.

Aos meus colegas do LAMEF Diogo Busati, Bill Paiva, Vagner Costa, Jéfferson Haag, Mariane Chludzinski, Rafael Eugênio, pela ajuda na realização das soldagens e ensaios mecânicos. Muito obrigado também à Luis Kanan e Francisco Bandeira no processamento das análises térmicas, pelo suporte técnico, sugestões e análises. Agradecimento do mesmo modo, o técnico de laboratório Rogério Mendonça Soares que realizou inúmeras usinagem de amostras e corpos de prova.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul, professores e técnicos administrativos pela oportunidade de aprendizagem e de pesquisa.

Ao Instituto Federal do Rio Grande do Sul – IFRS- Campus Caxias do Sul pela concessão do licenciamento para capacitação docente.

À toda sociedade brasileira, em especial a classe mais pobre desse país, pagadora dos seus impostos e que financia todos os serviços públicos incluindo uma educação pública, gratuita e de muita qualidade.

E à Deus – Causa primária de todas as coisas!

"Precisamos dar um sentido humano às nossas construções. E, quando o amor ao dinheiro, ao sucesso nos estiver deixando cegos, saibamos fazer pausas para olhar os lírios do campo e as aves do céu."

Érico Veríssimo

RESUMO

Aços inoxidáveis duplex (AID) são materiais amplamente utilizados para uma grande variedade de aplicações desde a indústria química, de alimentos, petroquímica, naval, farmacêutica, energia nuclear e em muitos outros campos devido à combinação de suas excelentes propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. Particularmente na indústria petroquímica, os aços AID's são muito utilizados como materiais estruturais para a construção de gasodutos que transportam altos volumes de CO₂ e na confecção das camadas internas dos tubos flexíveis (oleodutos *offshore*), utilizadas na produção de óleo. A soldagem a arco dos AID's pode acarretar, dependendo das taxas de resfriamento envolvidas, a formação de precipitados de segunda fase que degradam suas propriedades mecânicas. Um processo alternativo para evitar o problema de precipitação de fases indesejáveis é a utilização do processo de soldagem/reparo por fricção com pino consumível (SFPC). O objetivo do presente trabalho é a caracterização metalúrgica e mecânica de juntas de solda de aço inoxidável duplex UNS S31803 obtidas através dos processos SFPC e de soldagem de costura por fricção (SCF). Na soldagem SCF, o objetivo do estudo foi a verificação da influência do passo de soldagem na formação e alteração das estruturas e nas propriedades mecânicas. Os resultados dos ensaios foram comparados com as propriedades obtidas do material base (MB) "como recebido". A partir das juntas soldadas obtidas por fricção, foram extraídos corpos de prova para ensaios de microtração e Charpy para avaliação da resistência mecânica e da resistência ao impacto. Análises da microestrutura em microscopia ótica (MO) e perfis de microdurezas ao longo da região de solda também foram realizadas. Verificou-se que os processos de soldagem SFPC e SCF provocam um intenso refinamento de grão na zona de mistura (região da interface entre material do pino e da base), modificando a estrutura lamelar de grãos alongados da matriz ferrítica/austenítica, ocasionado por uma ação conjunta de aquecimento e deformação plástica oriunda do processo de solda por fricção. Os resultados dos ensaios de microtração indicam que as juntas soldadas aumentaram sua resistência mecânica com relação ao material base, fato que se deve ao aumento da quantidade da ferrita na zona termomecanicamente afetada (ZTMA), à formação de nitretos de cromo no centro dos grãos ferríticos e ao refino de grão. O aumento da quantidade de ferrita na ZTMA ocorre devido às altas taxas de resfriamento envolvidas no processo de soldagem e verificados por análise térmica. As elevadas taxas de resfriamento dificultam a difusão do nitrogênio que tem um importante papel no equilíbrio de fases da estrutura duplex (ferrita-austenita), na soldagem. O nitrogênio aprisionado no interior do grão ferrítico produz nitretos de cromo deixando de agir como elemento gamagênico aumentando a quantidade da fase ferrita. As juntas soldadas verificadas apresentaram tenacidade aceitável de acordo com o exigido pela norma ASTM A923.

Palavras-Chave: Aços inoxidáveis duplex, Soldagem por fricção com pino consumível (SFPC), Soldagem de costura por fricção (SCF), microtração.

Abstract

Duplex stainless steels (DSS) are materials widely used for a variety of applications from the chemical, food, petrochemical, marine, pharmaceutical, nuclear industry and other fields due to the combination of their excellent mechanical properties and corrosion resistance. Particularly in the petrochemical industry, the DSS's steels are extensively used as structural materials for the construction of gas pipelines that carry high volumes of CO₂ and making the inner layers of flexible pipes (pipelines offshore) used in offshore oil production. The arc welding of DSS's can lead, depending on cooling rates involved, the formation of second phase precipitates which degrade their mechanical properties. An alternative method to avoid the problem of precipitation of unwanted phase is to use the welding process Friction Hydro Pillar Processing (FHPP). The aim of this work is the metallurgical and mechanical characterization of joints welds of UNS S31803 duplex stainless steel obtained through FHPP processes and Friction Taper Stitch Welding (FTSW). In FTSW welding, the objective of the study was to verify the influence of the welding step on the formation and alteration of structures and mechanical properties. The test results were compared with the properties of the obtained base material "as received". From the welds joints obtained by friction welding, specimens for microtensile testing and charpy were extracted to evaluate the mechanical strength and toughness. Microstructural analysis in optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) and microhardness profiles along the weld region were also performed. It was found that the welding process FHPP and FTSW causes an intense grain refinement in bonding zone, modifying the lamellar structure of elongate grains of matrix ferritic/austenitic, caused by action of heating and plastic deformation arising from the welding process by friction. The results of the microtensile tests indicate that the welded joints increased their mechanical resistance with respect to the base material, due to the increase in the amount of the ferrite in the thermomechanically affected zone (ZTMA), the formation of chromium nitrides in the center of ferritic grains and grain refining. The increase in the amount of ferrite in the ZTMA occurs due to the high cooling rates involved in the welding process and verified by thermal analysis. The high cooling rates difficult the nitrogen diffusion, which plays an important role in the phase equilibrium of the duplex structure (ferrite-austenite) in welding. The nitrogen trapped inside the ferritic grain produces chromium nitrides ceasing to act as gamogenic element by increasing the amount of the ferrite phase. The welds joints verified also had acceptable ductility and toughness according required by standard ASTM A923.

Key Word: Duplex stainless steels, Friction Hydro Pillar Processing Welding (FHPP), Friction Taper Stitch Welding (FTSW), microtensile.

Lista de Figuras

Figura 1. Microestrutura do AID S31803 solubilizado por 30 minutos a 1050°C e resfriado em água. Microscopia ótica, ataque eletrolítico com solução de 30% vol HNO ₃ . Aumento 350x.	5
Figura 2. Efeito do balanço entre ferrita e austenita sobre a resistência à corrosão por pites em um metal de solda (GTA) 22%Cr/0,12%N em uma solução de FeCl ₃ a 50°C.....	7
Figura 3. Comparação da tensão de escoamento (mínimo deslocado 0,2%) entre AID's e aços inoxidáveis austeníticos de resistência à corrosão correspondente	9
Figura 4. Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e AISI 316L. Ensaio Charpy, corpos-de-prova de 10 x 10 mm X 55 mm e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal à direção de laminação.	10
Figura 5. Propriedades mecânicas do AID UNS S31803 (SAF2205) em função da quantidade de ferrita.....	10
Figura 6. Tubo flexível típico utilizado na indústria do petróleo e gás.	12
Figura 7. Diagrama Shaeffler de constituição para os aços inoxidáveis.	13
Figura 8. Diagrama WRC-1992 para previsão do teor de ferrita em aços inoxidáveis.....	14
Figura 9. Efeito do teor de nitrogênio em função da fração volumétrica da austenita e da temperatura.....	15
Figura 10. Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID's.	16
Figura 11. Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID's.	17
Figura 12. Seção isotérmica a 800°C do ternário Fe-Cr-Ni. O ponto A representa a composição (em cromo e níquel equivalentes) do aço SAF 2205.	17
Figura 13. O gap de miscibilidade no sistema Fe-Cr (mostrado esquematicamente).	18
Figura 14. Diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803.	20
Figura 15. Gráfico dos parâmetros de soldagem versus tempo de soldagem relativo às três fases do processo de soldagem por fricção convencional segundo ASM.	22
Figura 16. Diagrama esquemático mostrando os principais parâmetros de operação de soldagem por atrito com as divisões de cada fase.....	23
Figura 17. Etapas do processo de soldagem por fricção com pino consumível (SFPC). I) pino consumível girando em alta RPM, II) pino é pressionado com força F contra o furo cônico, III) Aquecimento e deformação plástica do material e IV) preenchimento da cavidade e produção do flash (rebarba). (Vista em corte).	25
Figura 18. Soldagem de costura por fricção (SCF). Sequência de soldagem SFPC para reparos de trincas longas.....	26

Figura 19. Divisão dos parâmetros de processo englobando parâmetros operacionais e parâmetros de geometria.....	26
Figura 20. Perfis de pino e furo utilizados. a) geometria cônica e b) geometria cilíndrica.....	29
Figura 21. Alguns parâmetros de geometria no processo SFPC. (α°) ângulo do tronco de cone do pino, (h_c) altura do cone, (ϕ_p) diâmetro do pino, (R_c) raio de concordância do pino, (ϕ_F), diâmetro superior do furo, (p) profundidade do furo cônico, (β°) ângulo do tronco do cone no furo, (R_F) raio de concordância no furo, (e) espessura do bloco.	30
Figura 22. Representação dos modos de extração de calor (a) 2D; (b) 2,5 D e c) 3D.....	33
Figura 23. Ciclos térmicos em diferentes pontos de uma junta soldada.	34
Figura 24. Crescimento de grão na ZTA: (a) diagrama de fase; (b) ciclos térmicos; (c) Variação do tamanho do grão.....	35
Figura 25. Ciclo térmico em uma posição qualquer na ZTA mostrando a temperatura máxima (T_{max}) e as taxas de resfriamento $\Delta T'500800$ e $\Delta T'300700$	36
Figura 26. Influência da espessura e do aporte térmico nos parâmetros de resfriamento.	36
Figura 27. Gráfico comparativo da resistência ao impacto (Charpy V), para aço AID's soldados em diferentes processos.....	38
Figura 28. Vista lateral mostrando o passo de solda (P) dada em função do diâmetro superior do furo (DS), a distância reparada na superfície (DR) e a profundidade reparada (PR) após 3 passos de soldagem	40
Figura 29. Distância reparada após 3 soldagens para um passo de soldagem $P= 1/2D$	41
Figura 30. Distância de reparo após 5 soldagens para a) $P=1/3D$; b) $P=1/2D$ e c) $P=1/3D$	41
Figura 31. Relação custo de reparo x comprimento de trinca a ser preenchido.....	42
Figura 32. Fluxograma mostrando os passos seguidos para realização do trabalho de pesquisa.	44
Figura 33. Máquina de soldagem por fricção MSA 50 desenvolvida no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS.....	45
Figura 34. Testes iniciais de SFPC em aços AID UNS S31803. Geometrias testadas preliminarmente. a) G1; b) G2 e c) G3. (Medidas em milímetros).....	46
Figura 35. Geometria G4 utilizada após análises dos pré-testes. (Medidas em milímetros).....	46
Figura 36. Bases retangulares e quadradas utilizadas nos experimentos para soldagem SFPC e SCF. (Medidas em milímetros).	49
Figura 37. Posição de extração dos corpos de prova para ensaios de microtração em soldagem SFPC. (Medidas em milímetros).....	50
Figura 38. Esquema de extração dos corpos de prova para ensaios de microtração em soldagem SCF.....	50
Figura 39. Dimensões do corpo de prova em milímetros para ensaios de microtração.	51

Figura 40. a) Máquina MTS com extensômetro a laser utilizada para ensaio de tração, b) fixação do corpo de prova nas garras da máquina e c) fim do ensaio com rompimento do corpo de prova e leitura do deslocamento pelo laser	51
Figura 41. a) Dimensões em milímetros do corpo de prova Charpy tipo A. (Norma ASTM E23). b) Máquina de ensaio de impacto utilizada nos ensaios.	52
Figura 42. a) Esquema de extração do corpo de prova Charpy para ensaios de resistência ao impacto; b) extração dos prismas em bases BR12-SFPC e BR28-SFPC; c e d) Corpo de prova mostrando detalhe do entalhe cruzando as regiões críticas (vistas Superior e Lateral da solda).	52
Figura 43. Posição de realização das leituras de microdureza Vickers HV _{0,5} . a) SFPC e b) SCF	53
Figura 44. Metalografia do aço UNS S31803 “como recebido”. a) Seção longitudinal do pino e b). Seção longitudinal da barra. Estrutura bifásica de grãos alongados das fases ferrita e austenita.	54
Figura 45. Micrografia obtida em MO e obtenção de imagem binarizada para determinação da quantidade de fase ferrita.	55
Figura 46. Variação dos parâmetros operacionais com o tempo obtido do teste 8 com a geometria G4.	56
Figura 47. Perfil da geometria do pino e do furo.....	57
Figura 48. Gráfico mostrando a variação dos parâmetros operacionais com o tempo.....	57
Figura 49. Ciclos térmicos obtidos pelos termopares inseridos conforme método A. [Experimento 1].	59
Figura 50. Ciclos térmicos obtidos pelos termopares inseridos conforme método A, mostrando os intervalos considerados para os cálculos das taxas de resfriamento. [Experimento 2].	60
Figura 51. Ciclos térmicos obtidos pelos termopares inseridos conforme método B. [Experimento 3].	61
Figura 52. Ciclos térmicos obtidos pelos termopares inseridos conforme método B. [Experimento 4].	61
Figura 53. Vista longitudinal em corte dos experimentos mostrando diferenças no posicionamento dos termopares e rebarba oriunda dos processos de usinagem por eletroerosão. a) experimento 3 e b) experimento 4.	62
Figura 54. Comparação dos resultados obtidos entre os dois métodos utilizados para obtenção do ciclo térmico. (Taxa de resfriamento).....	63
Figura 55. Comparação dos resultados obtidos entre os dois métodos utilizados para obtenção do ciclo térmico. (Pico de temperatura).	64
Figura 56. Macrografia da vista transversal em corte obtida após soldagem SFPC em uma amostra BQ12 mostrando as respectivas regiões de transformações microestruturais. (Ataque: Behara modificado).....	65
Figura 57. Macrografia indicando as regiões onde foram realizadas metalografias para caracterização microestrutural das amostras. (Soldagem SFPC/amostra BQ12).	65

Figura 58. Metalografias mostrando alterações na morfologia das fases ferrita e austenita. Região A. Amostra 1 BQ12. (Micrografia panorâmica)	66
Figura 59. Zonas de transição observadas na região “A”. Amostra1 BQ12.	67
Figura 60. Formação de ACG, AIG e AW na zona de mistura da região “A”. Amostra 1 BQ12. 67	
Figura 61. Metalografia na região “B” da Figura 58 mostrando ACG e AIG na ZM na amostra 1 BQ12.....	69
Figura 62. Micrografia panorâmica retirada da região C da figura 58 mostrando a transição na morfologia das fases para amostra 1 BQ12 SFPC.....	70
Figura 63. Formação de estrutura microduplex na região “D”. (Interface ponta do pino/fundo do furo). Amostra BQ12.	71
Figura 64. Estrutura microduplex observada na região da figura 58. Grãos ultra-finos de austenita que nuclearam a partir do grão ferrítico refinado. Amostra BQ12	72
Figura 65. Metalografia obtida na região do raio de concordância do pino e do furo. Ausência de defeitos e formação de microduplex. Amostra 1 BQ12.	73
Figura 66. Imagem utilizada para medir o percentual de fases na zona de transição. Região A da figura 58. Amostra BQ12.	74
Figura 67. Perfis de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$), medido para amostra 1 BQ12.	76
Figura 68. Macrografia extraída após soldagem SCF com passo 1/3D. (Vista em corte).	77
Figura 69. Macrografia extraída após soldagem SCF com passo 1/2D. (Vista em corte).	77
Figura 70. Macrografia para amostra SCF 3/4D indicando as regiões onde foram realizadas as análises metalográficas.	78
Figura 71. Passo de soldagem 3/4D intercalado mostrando o primeiro passo realizado com soldagem dos pinos 1 e 3 e depois passo realizado com soldagem dos pinos 2 e 4.	78
Figura 72. Metalografia mostrando a zona de mistura na região A da figura 74 para soldagem SCF com passo 3/4D.....	79
Figura 73. Detalhe da Região B da figura 70 mostrando a ZM. Em destaque o local onde ocorre a predominância de AIG e intenso crescimento de grão ferrítico	80
Figura 74. Metalografia obtida na região B2 da figura 74. Passo de soldagem 1/3D. Em evidência no centro o crescimento anormal dos grãos ferríticos e no centro nucleação de partículas de segunda fase.	80
Figura 75. Metalografia em maior magnificação da região C da figura 74 . Passo 1/3D.....	81
Figura 76. Metalografia na região C da figura 70. Passo 3/4D.....	82
Figura 77. Imagens utilizadas para cálculo do percentual de fase ferrita. Extraídas da região B. a) Passo 1/3D e b) Passo 1/2D.	82
Figura 78. Perfis de microdureza Vickers (HV), medido para SCF com passo 1/3D.....	83
Figura 79. Perfis de microdurezas Vickers (HV), medidos para SCF com passo 1/2D.....	84

Figura 80. Perfis de microdureza vickers (HV), medidos para a SCF com passo 3/4D.	84
Figura 81. Curvas tensão x deformação extraídas dos ensaios de microtração, mostrando a diminuição do % de alongamento das amostras soldadas por SFPC e SCF.	85
Figura 82. Variação das propriedades de tração para o material de base e condições de soldagem SFPC e SCF.	86
Figura 83. Corpos de prova rompidos após ensaios de microtração. a) MB (comprimento); b) MB (largura.); c) SCF passo 1/3D; d) SCF passo 1/2D; e) SCF passo 3/4D; f) SFPC-BQ12.	88
Figura 84. Microscopia eletrônica de varredura (MEV) obtida da fratura da amostra BQ 12 após ensaio de microtração.	89
Figura 85. Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) obtida da amostra SFPC-BQ12 mostrando a fratura dúctil e microcavidades.	89
Figura 86. Imagem de microscopia eletrônica de varredura obtida da amostra SCF-P3/4D mostrando a fratura dúctil e microcavidades.	90
Figura 87. Solubilidade do nitrogênio na ferrita e na austenita. (Construído por J. C. Lippold, baseado em diversos dados da literatura).	91
Figura 88. Zona de fusão de uma soldagem TIG em aço AID 2205 mostrando a formação de nitretos no centro do grão ferrítico.	92
Figura 89. Metalografias de aços AID's mostrando precipitação de nitretos nos centros de grãos ferríticos. a) Aço AID UNS S32205 e b) Aço AID UNS S32760.	92
Figura 90. Imagem metalográfica na zona de mistura na região B2 da soldagem SCF passo 1/3D evidenciando precipitação no interior do grão ferrítico.	93
Figura 91. Nitretos precipitados núcleo do grão ferrítico (pontos escuros). Imagem extraída da mesma região da figura 90 (com maior magnitude).	94

Lista de Tabelas

Tabela 1. Composições típicas (% em peso) dos AID de primeira geração.....	4
Tabela 2. Composição química em peso de AID trabalhados com suas respectivas nomenclaturas do Sistema Unificado de Numeração (Unified Numbering System - UNS) e Norma Europeia (EN).	6
Tabela 3. Valores típicos de propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e aços AID recozidos.	9
Tabela 4. Aplicações industriais dos AID's.	11
Tabela 5. Rendimento térmico para alguns processos de soldagem. (Marques et. al.,2014)	32
Tabela 6. Características e capacidade da máquina de solda MSA50. (López, 2010).	45
Tabela 7. Parâmetros operacionais utilizados nas soldagens iniciais.	46
Tabela 8. Parâmetros operacionais utilizados nas soldagens com a geometria G4.	47
Tabela 9. Quantidade de experimentos realizados para análise térmica.	47
Tabela 10. Posicionamento dos termopares tipo K para obtenção de ciclos térmicos de soldagem. (medidas em milímetros).	48
Tabela 11. Métodos de inserção dos termopares adotados nesse trabalho de pesquisa. (Esquemático).....	48
Tabela 12. Descrição e nomenclatura utilizada para as amostras avaliadas nos ensaios de microtração.	50
Tabela 13. Composição química do material “como recebido”. (Média de 3 medições).	53
Tabela 14. Resultados finais da análise de percentual de ferrita nas amostras “como recebido”.	55
Tabela 15. Parâmetros operacionais adotados nos processos de soldagem/reparo nos experimentos realizados nesse trabalho.	56
Tabela 16. Tempo de processo nos experimentos realizados para análise térmica BQ12 método A e B (experimentos válidos).	58
Tabela 17. Resumo dos resultados extraídos dos ciclos térmicos obtidos através do método A.	59
Tabela 18. Resumo dos resultados extraídos dos ciclos térmicos obtidos através do método B.	60
Tabela 19. Valores médios das taxas de resfriamento observadas entre os picos de temperatura e 300°C.	63
Tabela 20. Valores médios dos picos de temperatura observados nos experimentos.....	63

Tabela 21. Obtenção do percentual de ferrita em cada região da figura 58 para uma amostra BQ12 obtida no processo SFPC.....	74
Tabela 22. Resultados dos ensaios de resistência ao impacto.	76
Tabela 23. Valores dos percentuais de ferrita obtidos na ZM da solda SCF região B e B2 (entre pinos).	83

Lista de Siglas e Abreviaturas

AID	Aço inoxidável duplex
AISD	Aço inoxidável super duplex
FHPP	Friction Hidro Pillar Processing
FSW	Soldagem por fricção e mistura mecânica (Friction Stir Welding)
FTSP	Friction Taper Stitch Welding
PRE	Pitting Resistance Equivalent
SCF	Soldagem de costura por fricção
SFPC	Soldagem por fricção com pino consumível
SMAW	Shielded Metal Arc Welding (Soldagem por eletrodo revestido)
GMAW	Gas Metal Arc Welding (MIG/MAG)
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding (soldagem TIG -Tungsten Inert Gas)
TWI	The Welding Institute
ZM	Zona de Mistura
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada

Lista de Símbolos

H = Energia de soldagem (J/cm)

\mathcal{V} = velocidade de soldagem (cm/s)

V = tensão de soldagem (volts)

I = Corrente de soldagem (amperes)

H_L = Energia Líquida de soldagem

η = Fator adimensional de rendimento

k = condutividade térmica (J/(cm·s·°C))

ρ = densidade (g/cm³)

C = calor específico do material, em J/(g·°C)

h_c = espessura crítica (mm),

Sumário

1. Introdução.....	1
2. Revisão Bibliográfica	3
2.1 Aços Inoxidáveis Dúplex	3
2.1.1 Aços Inoxidáveis Dúplex (1ª geração).....	3
2.1.2 Aços Inoxidáveis Duplex (2ª Geração).....	4
2.1.3 Propriedades dos aços AID's	6
2.1.4 Resistência à corrosão	7
2.1.5 Propriedades mecânicas	8
2.1.6 Aplicação e utilização dos AID's.....	11
2.1.7 Efeitos do nitrogênio na soldabilidade dos aços duplex.....	12
2.1.8 Transformações de fases em aços AID's.....	15
2.1.9 Soldagem em AID's.....	20
2.2 Soldagem por fricção	21
2.2.1 Fases do Processo.....	22
2.2.2 O Processo de Soldagem/Reparo por Fricção com Pino Consumível.....	24
2.2.3 Parâmetros e Variáveis de Processo	26
2.2.4 Parâmetros operacionais.....	27
2.2.5 Parâmetros de Geometria	28
2.3 Transferência de calor nos processos de soldagem.....	31
2.3.1 Energia de soldagem (heat input) e modos de extração de calor	32
2.3.2 Ciclos térmicos na soldagem.....	33
2.4 Soldagem por fricção com AID's.....	38
2.5 Considerações relacionadas ao passo de soldagem (P) na solda SCF	39
3. Procedimento Experimental.....	43
3.4 Fluxograma da metodologia.....	43
3.5 Máquina de soldagem.....	45
3.6 Determinação da Geometria e dos parâmetros de processo de soldagem (Pré-projeto)	45
3.7 Obtenção de ciclos térmicos	47

3.8 Ensaios mecânicos	48
3.8.1 Ensaios de microtração	49
3.8.2 Ensaios de Impacto Charpy	51
3.9 Perfis de microdureza	53
4. Resultados e Discussão	53
4.1 Material	53
4.2 Análise microestrutural do material base (como recebido)	54
4.3 Soldagem com Geometria G4.....	55
4.3 Soldagem SFPC BQ12	56
4.4 Análise térmica.....	58
4.4.1 Método A	58
4.4.2 Método B	60
4.4 Análise metalográfica em soldagem SFPC.....	64
4.4.1 Proporção das fases nas amostras SFPC	73
4.5 Perfis de Microdureza em SFPC.....	75
4.7 Ensaios de Impacto Charpy SFPC	76
4.8 Análises metalográficas em amostras na condição SCF	77
4.8.1 Macrografia para amostras SCF	77
4.8.2 Micrografias para amostras SCF	79
4.8.3 Proporção das fases nas amostras SCF	82
4.9 Perfis de Microdureza SCF	83
4.10 Ensaios de Microtração.....	84
4.11 Análise da fratura (Microtração).....	87
4.12 Análise da Fratura em Microscopia Eletrônica e Varredura (MEV)	89
4.13 Formação de nitretos - Discussão dos resultados	90
5. Conclusões	95
6. Proposta de trabalhos futuros.....	97
7. Referências Bibliográficas	98

1. Introdução

Para a exploração de petróleo e gás é necessário o contínuo desenvolvimento de materiais capazes de suportar ambientes extremamente agressivos. Por esse motivo há uma demanda na indústria por materiais com elevada resistência à corrosão, tenacidade e resistência mecânica.

Nas últimas décadas o desenvolvimento dos aços inoxidáveis duplex (AID) ocasionou sua crescente utilização na indústria de celulose e papel, química e principalmente óleo e gás.

A indústria de petróleo *offshore* empurra continuamente a exploração de petróleo para maiores profundidades, o que leva a condições de pressão mais altas e ambientes mais severos. Além disso, as tecnologias avançadas permitiram uma maior produção total dos reservatórios domésticos, o que, por sua vez, aumentou a vida útil dos poços subterrâneos e a concentração de agentes corrosivos nesses poços. À medida que um campo envelhece, a proporção de água para óleo nos fluidos produzidos aumenta em níveis de até 95% ou mais. Para se adaptar a esses ambientes agressivos, e também para garantir proteção contra o alto custo da falha de componentes, tornou-se fundamental assegurar que sejam escolhidas as melhores ligas para aplicações dentro da indústria de petróleo e gás. Isto criou uma excelente oportunidade para os aços inoxidáveis duplex (Chater, 2010; Maurer, 2012).

A classe de aços inoxidáveis duplex mais comum atualmente é a EN 1.4462 ou SAF 2205 (UNS S31803/S32205). Esse aço possui uma composição nominal de 22% de Cr, 5% de Ni, 3% Mo, e 0,16% de N e é utilizado em um grande número de aplicações e em uma ampla variedade de produtos e formas. As excelentes propriedades dos AID's são obtidas devido a sua característica microestrutural particular. Os aços AID's trabalhados possuem uma estrutura com orientação pronunciada de ilhas de austenita em uma matriz ferrítica paralelas e transversais à direção de laminação. Dotados de uma resistência à corrosão superior em muitos ambientes aos aços inoxidáveis austeníticos tipo AISI 304, 316 e 317, os AID's são usados frequentemente na forma de tubos soldados ou componentes tubulares, bem como produto de chapas conformadas e soldadas em ambientes onde a resistência à corrosão geral e corrosão sob tensão são fatores importantes (Alvarez-Armaz, 2008). AID's são muito utilizados na indústria petroquímica principalmente na construção de gasodutos que transportam altos volumes de CO₂ e na confecção das camadas internas dos tubos flexíveis (oleodutos) *offshore* na produção de óleo (Tamaki et al., 1988; Tavares, Scandian, Pardal, Luz, & Silva, 2010). Porém, em diversas situações, procedimentos de manutenção e reparo são demandados e não raras vezes processos de soldagem a arco que envolvem a fusão do AID são utilizados. Nesse caso, o material soldado produzirá uma microestrutura composta de ferrita grosseira e austenita intergranular e intragranular na zona termicamente afetada (ZTA). Em geral, essas modificações provocam o aumento do volume da fração de ferrita na ZTA que podem afetar a resistência à corrosão e diminuir a tenacidade em baixas temperaturas. Além das modificações tanto na proporção austenita/ferrita como na morfologia das microestruturas, pode ocorrer

concomitantemente a precipitação de partículas de segunda fase duras e frágeis que também podem interferir de forma significativa no desempenho da junta soldada.

Um processo alternativo para evitar o problema de precipitação de fases indesejáveis é a utilização do processo de soldagem/reparo por fricção com pino consumível (SFPC), tradução do nome registrado como *Friction Hydro Pillar Processing (FHPP)*. Esse processo relativamente novo, criado na década de 90 no *The Welding Institute (TWI)*, é caracterizado como um processo de soldagem por atrito não convencional para reparos em ambientes hostis tais como soldagem subaquática, atmosferas explosivas e de alta radiação. Indústrias *offshore*, nuclear e aeroespacial já utilizam uma ou outra técnica de soldagem por atrito. O processo SFPC apresenta um forte atrativo industrial, principalmente para indústrias do petróleo, devido à capacidade de utilização do processo no reparo de trincas (Chludzinski, Paes, Bastian, & Strohaecker 2012);(Nicholas, 2003).

Uma variação do processo SFPC é a soldagem de costura por fricção (SCF), ou *Friction Taper Stitch Welding* em inglês (FTSW), utilizada para reparos em trincas mais longas. Esse processo consiste de uma sequência de soldagens SFPC cuja distância entre furos, ou seja, distância entre uma soldagem e a seguinte, é definida por um passo de soldagem.

Embora existam diversos artigos relacionados à soldagem por fricção e mistura mecânica (em inglês Friction Stir Welding – FSW) de aços AID's, poucos são os trabalhos de pesquisa direcionados ao estudo da soldagem SFPC e SCF com esses materiais. Do mesmo modo, existem poucos estudos relacionados à otimização da relação custo/qualidade do reparo por soldagem de costura por fricção.

Esse trabalho tem como objetivo examinar as propriedades microestruturais e mecânicas de um aço inoxidável duplex UNS S31803 após soldagem realizada pelos processos SFPC e SCF. A influência das taxas de resfriamento na microestrutura final da região de solda foi também verificada.

Juntas soldadas obtidas por esses processos e produzidas em máquina de solda por fricção, projetada e construída no Laboratório de Metalurgia Física da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (LAMEF – UFRGS), foram submetidas à análise metalúrgica e mecânica através de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, ensaios de dureza, ensaios Charpy e de microtração. A pesquisa busca, ainda, verificar a influência do passo de soldagem na resistência mecânica e na microestrutura final obtida após o processo de soldagem/reparo SCF.

Na soldagem SCF três diferentes passos de soldagem em função do diâmetro superior do furo na base foram avaliados. Nesse caso o objetivo foi verificar a influência do calor do sobrepasse de soldagem nas microestruturas e nas características mecânicas da junta processada após o último reparo.

2. Revisão Bibliográfica

2.1 Aços Inoxidáveis Dúplex

2.1.1 Aços Inoxidáveis Dúplex (1ª geração)

Os aços inoxidáveis foram desenvolvidos há cerca cem anos. Os primeiros aços a serem desenvolvidos foram os aços inoxidáveis ferríticos (martensíticos) e os aços inoxidáveis austeníticos. Durante o estágio inicial desse desenvolvimento, verificou-se que a introdução de um pouco de ferrita dentro de peças fundidas de aços inoxidáveis austeníticos resultava em uma melhor fluidez, aumentava a resistência à sensitização e melhorava o limite de resistência mecânica. Este desenvolvimento de peças fundidas dos aços inoxidáveis austeníticos foi provavelmente a gênese dos aços inoxidáveis duplex (AID). Em 1930, duas classes de aços duplex já estavam comercialmente disponíveis a partir da Avesta Steelworks cuja produção de aço iniciara em 1924. A classe 453E (26Cr-5Ni) que era essencialmente uma liga com cromo e níquel destinada à resistência ao calor, e a classe 453S (26Cr-5Ni-1Mo) que teve um acréscimo de molibdênio para obtenção de maior resistência à corrosão aquosa. Essa composição básica foi depois padronizada em muitos países (tipo 329) e foi utilizada para o desenvolvimento de classes duplex 25Cr por muitos produtores (Liljas, 2008). Os primeiros aços duplex trabalhados produzidos na Suécia em 1930 foram usados na indústria de papel sulfite. Essas classes foram desenvolvidas para reduzir o problema de corrosão intergranular nos primeiros aços inoxidáveis austeníticos. Tornou-se evidente que o equilíbrio entre ferrita e austenita na microestrutura proporcionava uma melhor resistência ao cloro na corrosão sob tensão do que uma microestrutura totalmente austenítica. Desde então os engenheiros têm explorado estas vantagens dos aços duplex sobre os aços austeníticos. No entanto, os produtos em forma de chapas permaneciam sensíveis às trincas nas bordas (Alvarez-Armaz, 2008). A zona termicamente afetada (ZTA) nas soldas apresentavam baixa dureza por causa do excesso de ferrita e uma resistência à corrosão significativamente menor do que a do metal de base. Estas limitações restringiram a utilização dos aços inoxidáveis duplex da primeira geração para condição de ligas não soldadas em algumas aplicações específicas. Em meados da década de 1930, uma patente francesa foi concedida a *J. Holtzer SteelWorks* para uma liga duplex (21Cr-7Ni-2,5Mo), precursor do que viria a ser conhecido como “Urano 50”, que se originou a partir de um erro na aciaria ao acrescentar muito cromo em um aço austenítico (Alvarez-Armas 2008, Liljas 2008). A classe UR 50, com 20 a 35% de ferrita (UNS S32404) foi comercializado em várias formas de produtos, incluindo forjados, para setores como refino de petróleo, processamento de alimentos, papel e celulose e farmacêutica. Estes aços foram produzidos em fornos de indução de alta frequência, utilizando adições de elementos de liga precisamente controladas. O vácuo parcial assegurava remoções de carbono, uma rudimentar desoxidação além de restringir o ingresso de nitrogênio (Alvarez-Armas 2008). Composições típicas da primeira geração de AID estão listadas na Tabela 1.

Tabela 1. Composições típicas (% em peso) dos AID de primeira geração.

Classe	ASTM	C	Cr	Ni	Mo	Cu	Outro	PRE
453S	AISI	0,09	26	6	1,5	--		31
UR50	S32404	0,09	21	6,5	2,5	1,5		30
3RE60	S31500	0,03	18,5	5	2,5		1,7 Si	27

Fonte: ((Liljas 2008)).

Um dos primeiros AID's desenvolvido especificamente para melhorar a resistência ao cloro na corrosão sob tensão foi o 3RE60. O tipo AISI 329 tornou-se bem instituído após a II Guerra Mundial e utilizado extensivamente em tubulações de trocadores de calor em serviços com ácido nítrico (Alvarez-Armas, 2008).

Durante o final dos anos 1960 e início de 1970, surgiram dois fatores importantes que alavancaram o desenvolvimento e a utilização dos aços duplex. Primeiramente, a escassez de níquel, que fez aumentar substancialmente o preço dos aços austeníticos, ligado a um aumento de demanda desses materiais pela indústria de petróleo *offshore* que exigia cada vez mais aços inoxidáveis capazes de lidar com ambientes agressivos. Em segundo lugar, o aprimoramento das técnicas de produção de aço com a introdução de práticas a vácuo e de descarbonização do aço a partir de oxigênio e argônio (técnicas VOD e AOD). Essas técnicas permitiram a produção de aços mais limpos com um nível muito baixo de carbono e com excelente controle dos níveis de nitrogênio. Na década de 70 a introdução de lingotamento contínuo na produção do aço inoxidável contribuiu para a redução dos custos de produção e melhoria da qualidade dos produtos (Alvarez-Armas 2008).

2.1.2 Aços Inoxidáveis Duplex (2ª Geração)

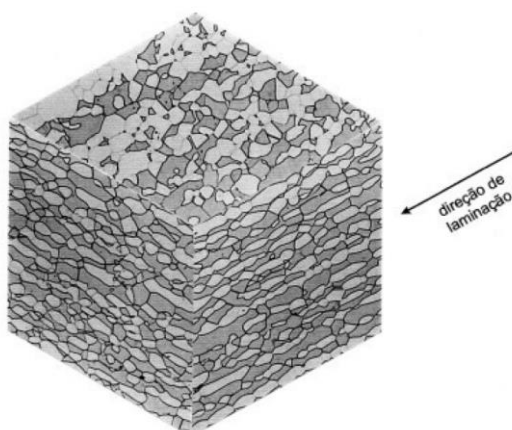
As primeiras ligas de aços duplex tinham moderada resistência à corrosão e corrosão sob tensão, mas experimentavam uma perda substancial de propriedades quando usados na condição soldada. Porém, no início da década de 1980, uma segunda geração de aços duplex foi introduzida com propriedades melhoradas, principalmente para práticas de soldagem através da adição de nitrogênio na liga.

Durante o processo de soldagem as propriedades desejadas no material, cuidadosamente produzidos pelo fabricante do aço, podem ser radicalmente alteradas por um processo de fusão localizada que modifica parte da microestrutura. Importante observar que a taxa de resfriamento determina a quantidade de ferrita que pode se transformar, portanto as taxas de resfriamento da austenita, após exposição em altas temperaturas, influenciam no equilíbrio de fases. Uma vez que altas taxas de resfriamento favorecem a retenção da ferrita, é possível que exista uma maior quantidade da ferrita após processos de soldagem, saindo do equilíbrio adequado entre fases que existia no material base anterior à soldagem. Um efeito benéfico do nitrogênio é que ele aumenta a temperatura à qual a austenita começa a se formar a partir da ferrita.

Consequentemente mesmo sob velocidades de resfriamento relativamente altas, o nível adequado da austenita quase pode ser alcançado. Esse efeito reduz o problema de excesso de ferrita na ZTA (Alvarez-Armas, 2008; Nilsson, 1992).

A primeira liga duplex com adição intencional de nitrogênio foi a liga “Ferralium”, que por sua vez foi desenvolvida a partir da grade 26-5-1 fundida, mas destinada tanto para as formas fundidas quanto para as forjadas. Comprovou-se então que a adição de nitrogênio reduzia os problemas de trincas tanto na fundição como na soldagem, produzindo soldas mais dúcteis. Com cerca de 25% de cromo e quantidades apreciáveis de molibdênio e cobre, este aço exibiu uma elevada resistência mecânica e excelente resistência à corrosão (Liljas, 2008). Dessa forma, a solução para corrosão intergranular foi a adição de nitrogênio, que tinha o poder de restaurar a microestrutura da ZTA além de ser um elemento importante para aumentar a resistência à corrosão por pites. Este efeito positivo de nitrogênio na microestrutura da solda e na resistência à corrosão foi aperfeiçoado nascendo então a segunda geração de AID. Há um consenso geral de que proporções similares de ferrita e austenita na estrutura duplex oferecem melhores propriedades ao aço. Quão grande desvio deste equilíbrio pode ser aceito é uma discussão interminável que deve ser evitada e substituída com os requisitos de propriedades do produto refletidas no equilíbrio de fases (Liljas, 2008). Segundo Charles e Faria (J. F. Charles, R. A., 2008), aços inoxidáveis duplex mais utilizados (2304, 2205 2507 (Cu, W)) foram confirmados como aços com desempenhos notáveis por mais de 20 anos em aplicações de serviço, em particular, aplicações de petróleo e gás. Novas séries incluem os *Lean* duplex dedicados a mercados de grande volume e outros nichos específicos de mercados. Os aços duplex começam a ser produtos bem estabelecidos com crescimento anual de dois dígitos graças à produção de novos tipos e produtos (bobinas e barras) visando substituição de aços da série 3XX e aços carbono patináveis em aplicações estruturais. A figura 1 mostra a microestrutura característica dos AIDs UNS S31803 em três direções ortogonais diferentes. Deve-se notar a microestrutura altamente orientada desses materiais devido ao processamento termomecânico (Londoño, 1997).

Figura 1. Microestrutura do AID S31803 solubilizado por 30 minutos a 1050°C e resfriado em água. Microscopia ótica, ataque eletrolítico com solução de 30% vol HNO₃. Aumento 350x.



(Fonte: Londoño, 1997, Fig.39)

O aço ligado ao nitrogênio 1.4462 (UNS S31803) foi a base para o desenvolvimento de uma terceira geração de aços inoxidáveis ferrítico-austeníticos conhecidos como aços inoxidáveis super-duplex (AID's). Com o objetivo de melhorar a resistência à corrosão, esses novos aços AID's recentemente introduzidos no mercado, possuem uma maior quantidade de elementos de liga (Londoño, 1997).

A Tabela 2 apresenta a composição química dos aços inoxidáveis duplex modernos forjados e inclui também a primeira geração de aços inoxidáveis duplex para efeitos de comparação.

Tabela 2. Composição química em peso de AID trabalhados com suas respectivas nomenclaturas do Sistema Unificado de Numeração (Unified Numbering System - UNS) e Norma Europeia (EN).

Classe	UNS	EN	C	Cr	Ni	Mo	Mn	N	Cu	W
<i>Primeira Geração AID</i>										
329	S32900	1.4460	0,08	23,0 – 28,0	2,5 – 5,0	1,0 – 2,0	1,0	indefinido	23,0 - 28,0	2,5 – 5,0
3RE60	S31500	1.4417	0,03	18,0 – 19,0	4,3 – 5,2	2,5 – 3,0	1,2 – 2,0	0,05 – 0,1	18,0 - 19,0	4,3 – 5,2
UR50	S32404		0,04	20,5 – 22,5	5,5 – 8,5	2,0 – 3,0	2,0	--	1,0 – 2,0	--
<i>AID modernos</i>										
2304	S32304	1.4362	0,03	21,0 – 24,5	3,0 – 5,5	0,0 – 0,6	2,5	0,05 – 0,2	--	--
2205	S31803	1.4462	0,03	21,0 – 23,0	4,5 – 6,5	2,5 – 3,5	2,0	0,08 – 0,2	--	--
2205	S32205	1.4462	0,03	22,0 – 23,0	4,5 – 6,5	3,0 – 3,5	2,0	0,14 – 0,2	--	--
DP-3	S31260		0,03	24,0 – 26,0	5,5 – 7,5	5,5 – 7,5	1,0	0,1 – 0,3	0,2 – 0,8	0,1 – 0,5
UR52N	S32520	1.4507	0,03	24,0 – 26,0	5,5 – 8,0	3,0 – 5,0	1,5	0,20 – 0,35	0,5 – 3,0	--
255	S32550	1.4507	0,04	24,0 – 27,0	4,5 – 6,5	2,9 – 3,9	1,5	0,10 – 0,25	1,5 – 2,5	--
DP-3W	S39274		0,03	24,0 – 26,0	6,8 – 8,0	2,5 – 3,5	1,0	0,24 – 0,32	0,2 – 0,8	1,5 – 2,5
2507	S32750	1.4410	0,03	24,0 – 26,0	6,0 – 8,0	3,0 – 5,0	1,2	0,24 – 0,32	0,50	--
Zeron 100	S32760	1.4501	0,03	24,0 – 26,0	6,0 – 8,0	3,0 – 4,0	1,0	0,20 – 0,30	0,5 – 1,0	0,5 – 1,0

Fonte: (Alvarez-Armas 2008).

2.1.3 Propriedades dos aços AID's

As excelentes propriedades dos AID's são extremamente influenciadas pela fração de ferrita e austenita na microestrutura. A resistência mecânica dos AID's é aproximadamente o dobro da dos aços inoxidáveis austeníticos, isto combinado com uma boa tenacidade. Apresentam também uma elevada resistência à trincas geradas por corrosão sob tensão e corrosão localizada. Sua soldabilidade é superior à dos aços inoxidáveis ferríticos (Loureiro, 2010; Senatore et al 2007).

Os AID's e AISD's constituem sistemas termodinamicamente metaestáveis na condição solubilizada e resfriada em água. Uma vez que a estrutura estável em altas temperaturas passou

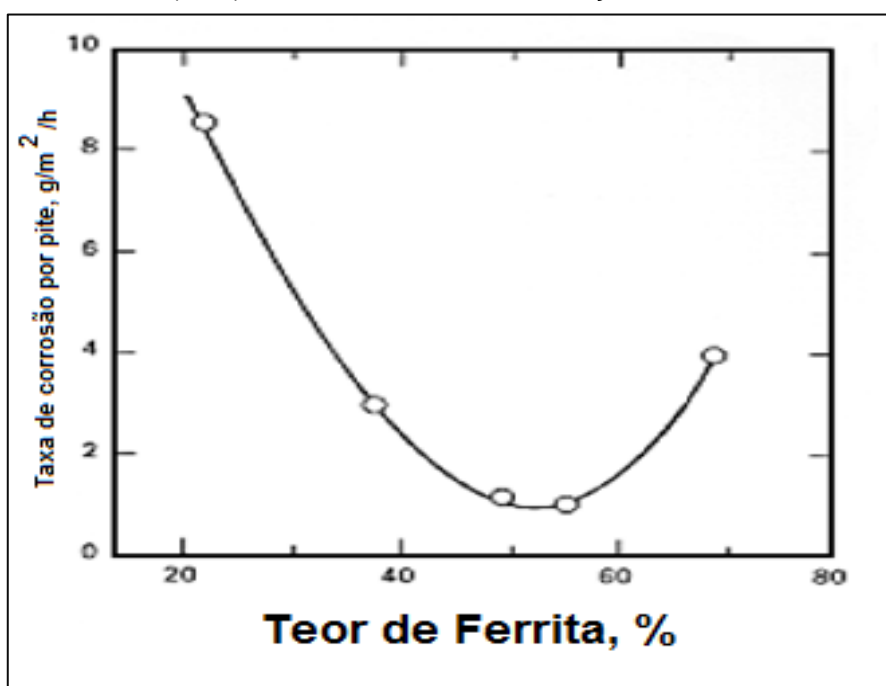
a ser metaestável à temperatura ambiente, para qualquer insumo de energia na forma de calor que receberem sempre haverá uma forte tendência termodinâmica de atingir uma condição de equilíbrio mais estável, e isso implica em precipitações de fases secundárias. A disponibilização de informações metalúrgicas a respeito dessa categoria de material é de grande importância para sua fabricação, bem como para sua utilização em campo, visando sempre a durabilidade dos equipamentos e também a integridade estrutural dos mesmos durante o uso (Martins & Casteletti, 2007).

2.1.4 Resistência à corrosão

A diferença básica entre os AID's e AISD's consiste principalmente nas concentrações de cromo, níquel, molibdênio e nitrogênio que essas ligas apresentam, sendo que alguns desses elementos interferem diretamente na resistência à corrosão por pites, que é uma forma de ataque químico em ambientes contendo íons halogênicos, dentre eles destaca-se o íon cloreto (Cl^-) (Martins & Casteletti, 2007).

A resistência à corrosão por pites é considerada ideal quando a ferrita e a austenita estão presentes em proporções aproximadamente iguais. A figura 2 mostra que a taxa de corrosão por pites em um metal de solda com 22%Cr alcança um valor mínimo quando o teor ferrita está próximo de 50%. Altos níveis de ferrita na área soldada induzem a corrosão por pites e podem reduzir significativamente a resistência à trincas de corrosão por sulfeto e, possivelmente, corrosão sob tensão induzida pelo cloreto (Gooch, 2000).

Figura 2. Efeito do balanço entre ferrita e austenita sobre a resistência à corrosão por pites em um metal de solda (GTA) 22%Cr/0,12%N em uma solução de FeCl_3 a 50°C.



Fonte: (Gooch, 2000).

Uma maneira de quantificar empiricamente essa propriedade química é através da resistência equivalente à corrosão por pites, ou PRE (Pitting Resistance Equivalent) (J. Charles, 2008; Chumbley, 2005; Londoño, 1997; Loureiro, 2010b; Pettersson, Fager, & Steel, 1994):

$$PRE = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad [\text{Equação 1}]$$

$$PRE_N = \%Cr + 3,3\%Mo + 30\%N \quad [\text{Equação 2}]$$

$$PRE_W = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N \quad [\text{Equação 3}]$$

A equação 1 é normalmente usada nos aços inoxidáveis austeníticos, mas pode ser usada com cautela nos AID's. Como a austenita é a fase menos resistente à corrosão por pites nos AID's. A equação 2 foi formulada levando-se em conta o efeito benéfico do nitrogênio (N) nessa propriedade e a pronunciada partição desse elemento para a austenita. Da mesma maneira a equação 3 é utilizada nos AID's ligados ao Tungstênio (W), graças ao efeito marcante desse elemento na resistência à corrosão por pites. Devido a partição dos elementos de liga entre as duas fases nos AID's, é necessário considerar separadamente o PRE da austenita e o da ferrita (Londoño, 1997).

Assim, os aços inoxidáveis bifásicos (ferrítico/austenítico) cujos valores do PRE_N forem da ordem de 35 a 40, constituem a família dos aços inoxidáveis duplex e aqueles cujos PRE_N forem superiores a 40, constituem a família dos AISD's.

2.1.5 Propriedades mecânicas

Os AID's possuem uma excelente combinação de propriedades mecânicas, como pode ser visto na tabela 3. O seu limite de escoamento é quase o dobro do valor para os aços inoxidáveis austeníticos, além de possuírem tenacidades comparáveis (Londoño, 1997). O limite de escoamento desses aços é superior a duas vezes a dos aços de única fase, como aços inoxidáveis ferríticos e martensíticos. Além disso, possuem alta tenacidade e ductilidade se comparados com aços ferríticos e martensíticos e limite de escoamento duas vezes maior do que o aço inoxidável austenítico (Loureiro, 2010). A figura 3 mostra uma comparação da tensão de escoamento entre AIDs e aços inoxidáveis austeníticos com resistência à corrosão correspondente. A combinação de alta resistência e baixo teor de níquel torna o AID uma alternativa bastante atraente em relação aos aços inoxidáveis tipo austeníticos, especialmente por causa do custo do níquel (M. Senatore, L. Finzetto, & E. Perea, 2007).

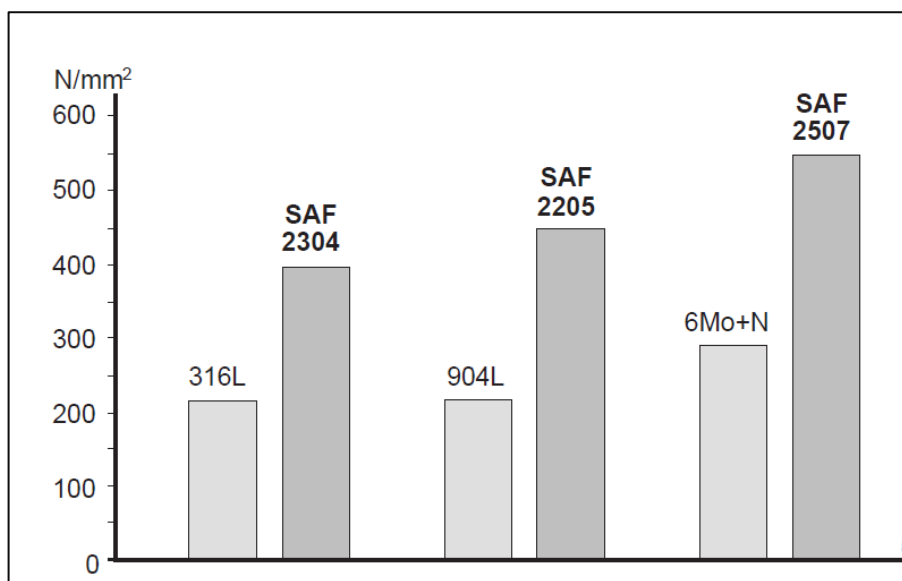
Tabela 3. Valores típicos de propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos, ferríticos e aços AID recozidos.

<i>Tipo</i>	<i>Grau UNS/AISI</i>	<i>Limite de escoamento MPa</i>	<i>Limite de resistência MPa</i>	<i>Alongamento (%)</i>	<i>Energia Absorvida no Ensaio Charpy $V^{(a)}$ (J)</i>	<i>Resistência à Fadiga^(b) MPa</i>
<i>Austeníticos</i>	S30400 / AISI 304	210	515-690	45	>300	120 ± 120
<i>Ferríticos</i>	S43000 / AISI 430	205	450	20	--	--
<i>Duplex</i>	S32304 / SAF 2304	400	600-820	25	300	245 ± 245
	S31803 / SAF 2205	450	680-880	25	250	285 ± 285
	S32750 / SAF 2507	550	800-1000	25	230	300 ± 300

Notas: a) temperatura ambiente
b) tração cíclica

Fonte: (Nilsson, 1992). Adaptado.

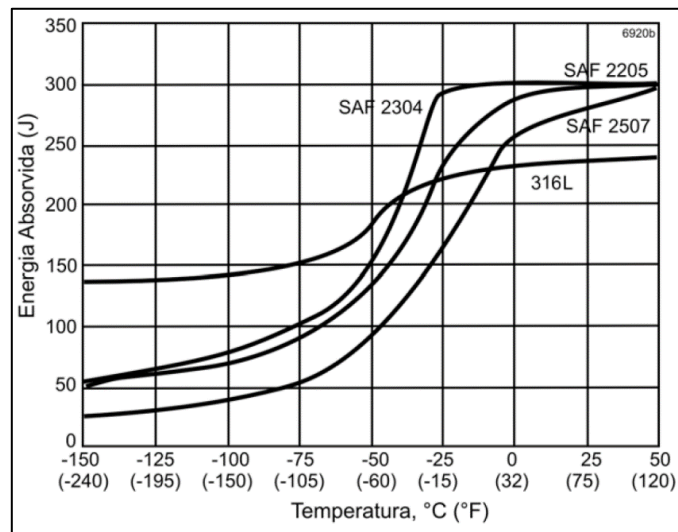
Figura 3. Comparação da tensão de escoamento (mínimo deslocado 0,2%) entre AID's e aços inoxidáveis austeníticos de resistência à corrosão correspondente



Fonte: (Pettersson & Fager, 1994).

Com relação à resistência ao impacto, os AID's apresentam alto desempenho. Resultados de ensaios de impacto demonstraram que os AID's apresentam boa tenacidade. Porém, essa tenacidade estará governada pela fração volumétrica e a distribuição de ferrita. A figura 4 mostra resultados obtidos no ensaio de impacto (Charpy) para AID's em comparação com o aço austenítico AISI 316L. Observa-se que a temperatura de transição dúctil-frágil para os AID's está em torno de -50°C enquanto que o aço AISI 316L não apresenta esse fenômeno, pois essa transição é típica da fase ferrítica (Loureiro, 2010b; M. Senatore et al., 2007).

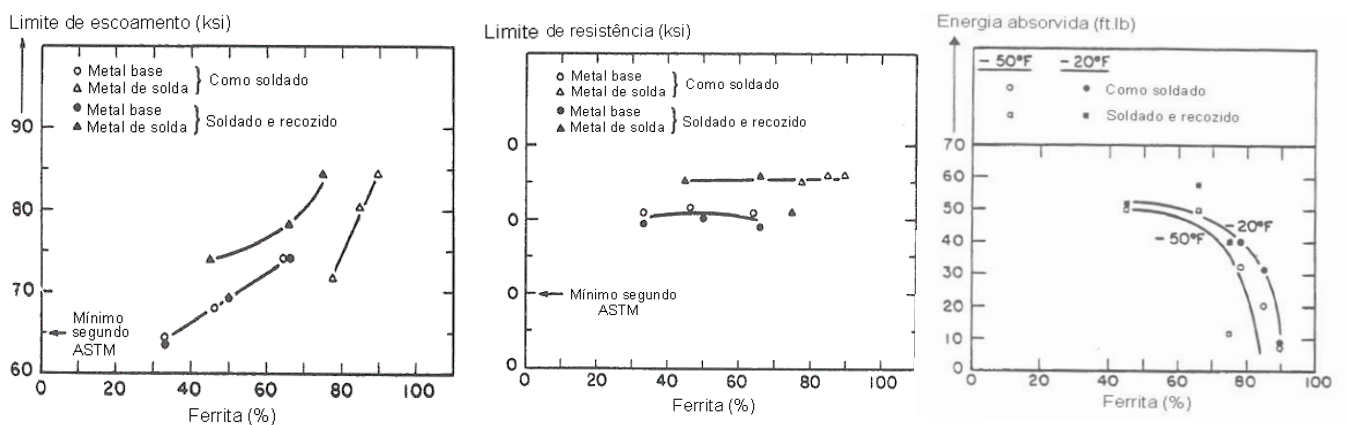
Figura 4. Resistência ao impacto dos aços inoxidáveis duplex e AISI 316L. Ensaio Charpy, corpos-de-prova de 10 x 10 mm X 55 mm e entalhe em V. Os ensaios foram realizados na direção transversal à direção de laminação.



Fonte: (M. Senatore et al., 2007).

Apesar de ser possível obter para estes aços estruturas contendo de 30% a 90% de ferrita, através de diferentes tratamentos térmicos e pequenas mudanças de composição química, a melhor condição quando se necessita de resistência mecânica, tenacidade e resistência à corrosão combinadas, pode ser obtida se a fração volumétrica de ferrita estiver entre 35% e 65%. O aumento da fração volumétrica de ferrita causa aumentos consideráveis de dureza e limite de escoamento, porém não causa alteração significativa no limite de resistência à tração. Por outro lado, gera reduções drásticas no alongamento total e na tenacidade, medida pela energia absorvida no ensaio Charpy, como pode ser visto na figura 5 (Magnabosco, 2001a).

Figura 5. Propriedades mecânicas do AID UNS S31803 (SAF2205) em função da quantidade de ferrita.



Fonte: (Eckenrod & Pinnow, 1984) *apud* (Magnabosco, 2001a). Adaptado.

2.1.6 Aplicação e utilização dos AID's

Os AID's têm sido utilizados principalmente nas indústrias de base, por exemplo: química, petroquímica, papel, celulose, geração de energia e plataformas oceânicas para prospecção de petróleo. A tabela 4 apresenta as principais aplicações industriais dos AID's, sejam laminados ou fundidos (Londoño, 1997).

Tabela 4. Aplicações industriais dos AID's.

Setor Industrial	23Cr-4Ni-0,1Mo PRE = 25	22Cr-5Ni-3Mo PRE = 30-36	25Cr AID PRE = 32-40	25Cr AISD PRE > 40
Químico	Tubulações, instrumentação	Bombas, ventiladores, centrífugas, serpentinas para fusão de enxofre, tanques, trocadores de calor, reatores	Separadores de uréia, agitadores-reatores, trocadores de calor, vasos de pressão	Tubulações para evaporação de sal, bombas, sistemas de resfriamento com água do mar
Petroquímico	Reatores onde a carcaça é de aço carbono	Unidades de dessalinização, dessulfuração e destilação	Equipamentos de dessulfuração, carcaças de bombas	Tubulações para ambientes contendo Cl ⁻ e HCl
Pape e Celulose	Pré-aquecedores dos digestores	Digestores em plantas de sulfato e sulfito, cilindros de pressão	Digestores, pré-aquecedores de digestores	Equipamentos de branqueamento
Geração De energia (nuclear e fóssil)	Aquecedores de água de alimentação, reauecedores	Tubulações de injeção em fontes geotérmicas	-----	Trocadores de calor, sistemas em fontes geotérmicas, salinas marinhas
Petróleo e gás	Resfriadores, tubulações, sistemas de tensão, instrumentação	Estruturas, cabos de arame, tubulações de fluxo de gás natural, vasos de pressão	Campanas de mergulho, bombas, tubulações de gás, injeção de água do mar	Sistemas de resfriamento com água do mar, sistemas de tubulações contra incêndio, vasos de pressão, corpos de válvulas, equipamentos de perfuração marinha, bombas

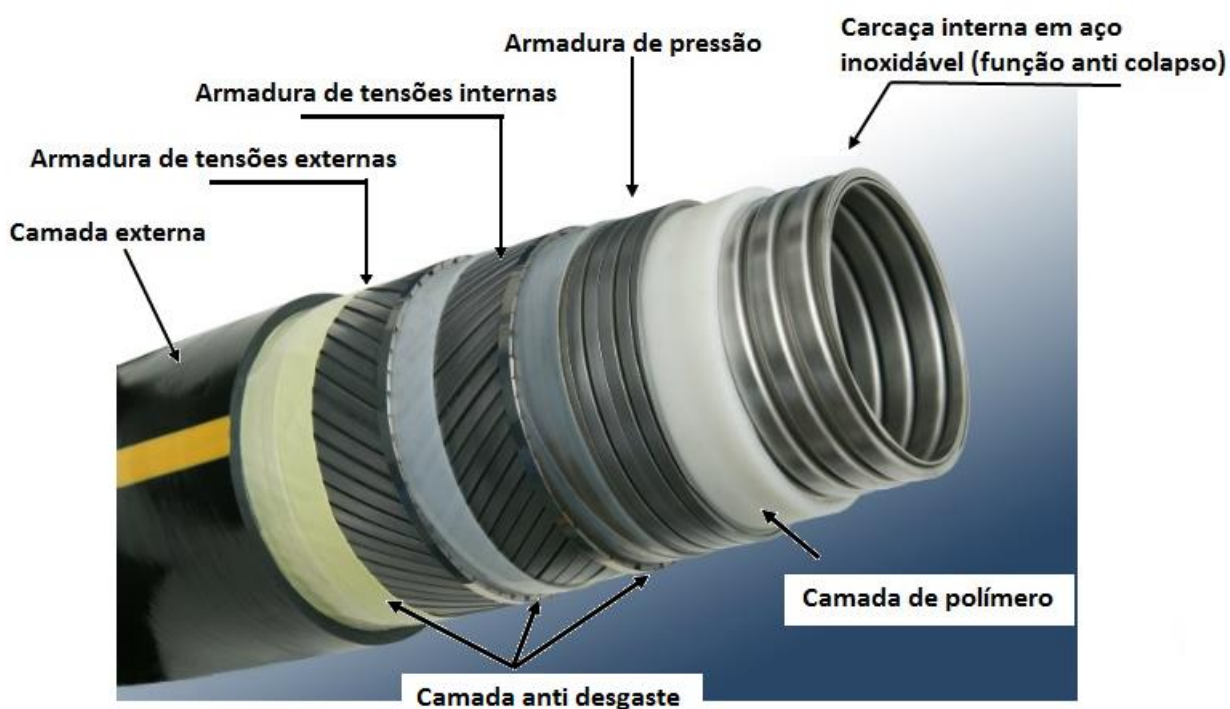
Fonte: (Londoño, 1997).

Dentre os AID's o aço UNS S31803, ou mais conhecido como SAF 2205, é frequentemente utilizado em aplicações *offshore*, como evaporadores de água e tubos de circuitos hidráulicos (Erbin e Groth, 1993 *apud* Magnabosco 2001); na indústria de óleo e gás como tubos para transporte de dióxido de carbono seco e úmido, nas indústrias químicas em geral e de geração de eletricidade (Eckenrod e Pinnow, 1984 *apud* Magnabosco 2001); na indústria de papel e celulose, como evaporadores e torres para estocagem de pasta de papel (Nordstrom e Rung, 1995 *apud* Magnabosco 2001); e tanques para transporte marítimo de produtos químicos corrosivos de até 800 toneladas (Leffler, 1990 *apud* Magnabosco 2001).

Na indústria do petróleo e gás há uma crescente demanda por tubos flexíveis e de ligas mais específicas que são utilizadas em função de suas características de resistências aos processos de degradação que ocorrem de forma acentuada nos poços de petróleo em produção

no Brasil. Dessa forma, os aços inoxidáveis duplex, em função de suas características, têm sido cada vez mais solicitados na configuração dessas tubulações. O processo de fabricação desses tubos flexíveis é estabelecido em sequências de conformação e soldagens. No caso do transporte de fluidos, as principais barreiras estanqueis são termoplásticas e aço, sendo este último, composto por fios e chapas resistentes à corrosão. A camada interna, que tem contato com o fluido corrosivo composto de óleo e água salina, deve ser confeccionada em aço resistente à corrosão tal com o AID. Em uma avaliação de um processo produtivo dessas tubulações, verifica-se que em um ano são produzidos mais de 50 km de tubulações utilizando o aço inoxidável duplex UNS S32304. Para cada tubulação fabricada, dependendo do diâmetro da tubulação, várias soldagens são realizadas para dar continuidade do processo de conformação dessas tubulações (Oliveira & Luz, 2013).

Figura 6. Tubo flexível típico utilizado na indústria do petróleo e gás.



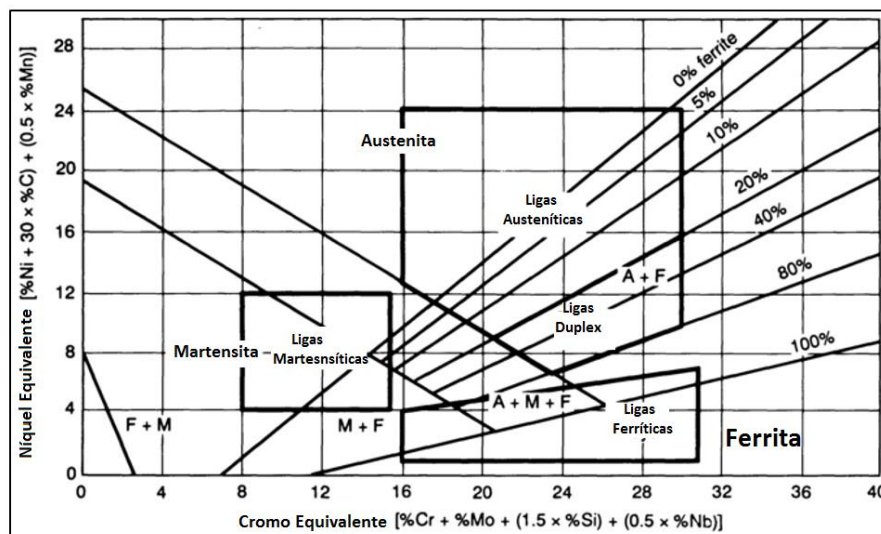
Fonte: (Oliveira e Luz, 2013. Adaptado.).

2.1.7 Efeitos do nitrogênio na soldabilidade dos aços duplex

O nitrogênio é um elemento gamagênico nos aços inoxidáveis duplex, reduz a formação de trincas e permite produzir novas ligas capazes de produzir soldas mais dúcteis melhorando a qualidade dos produtos. Antes disso, o ciclo térmico de soldagem desses aços promove um desequilíbrio na relação ferrita/austenita que prejudica profundamente suas propriedades. Como essa relação entre as fases ferrita e austenita é de extrema importância para os AID's, o diagrama de previsão da estrutura final dos aços inoxidáveis passou a ser uma ferramenta de grande interesse. Esses diagramas evoluíram à medida que crescia o entendimento dos efeitos dos elementos de liga e da cinética de transformação de fases. O diagrama de Schaeffler

mostrado na figura 7, tornou-se conhecido como o roteiro para obtenção de diferentes tipos de aços inoxidáveis. Nele é traçado o cromo e níquel equivalentes (Cr_{eq} ; Ni_{eq}), em eixos opostos e obtém-se uma representação gráfica da relação entre a composição e a microestrutura prevista para os aços inoxidáveis. As faixas de composição dos aços ferríticos, martensíticos, austeníticos e duplex foram sobrepostos neste diagrama. Porém, vários problemas foram identificados na utilização do diagrama *Schaeffler* para esta finalidade. Por exemplo, o diagrama *Schaeffler* não considera o efeito potente do nitrogênio como promovedor da austenita às custas da ferrita, e é incorreto nas considerações sobre o efeito do manganês (Mn). O manganês não induz a formação de austenita em alta temperatura às custas da ferrita, como previsto pelo diagrama, além disso o manganês não estabiliza a austenita na sua transformação para martensita em baixas temperaturas. Outro problema verificado é que o diagrama de *Schaeffler* faz suas previsões em termos de percentagem de ferrita. Mais tarde, porém, verificou-se a imprecisão dessa medida e foi desenvolvida uma unidade baseada em termos magnéticos conhecido como número de ferrita (em inglês "Ferrite Number" – FN), para a especificação e determinação do teor de ferrita. A base para a escala FN está descrita em normas ANSI / AWS A4.2 e ISO 8249 (Kotecki & Siewert, 1992).

Figura 7. Diagrama Shaeffler de constituição para os aços inoxidáveis.



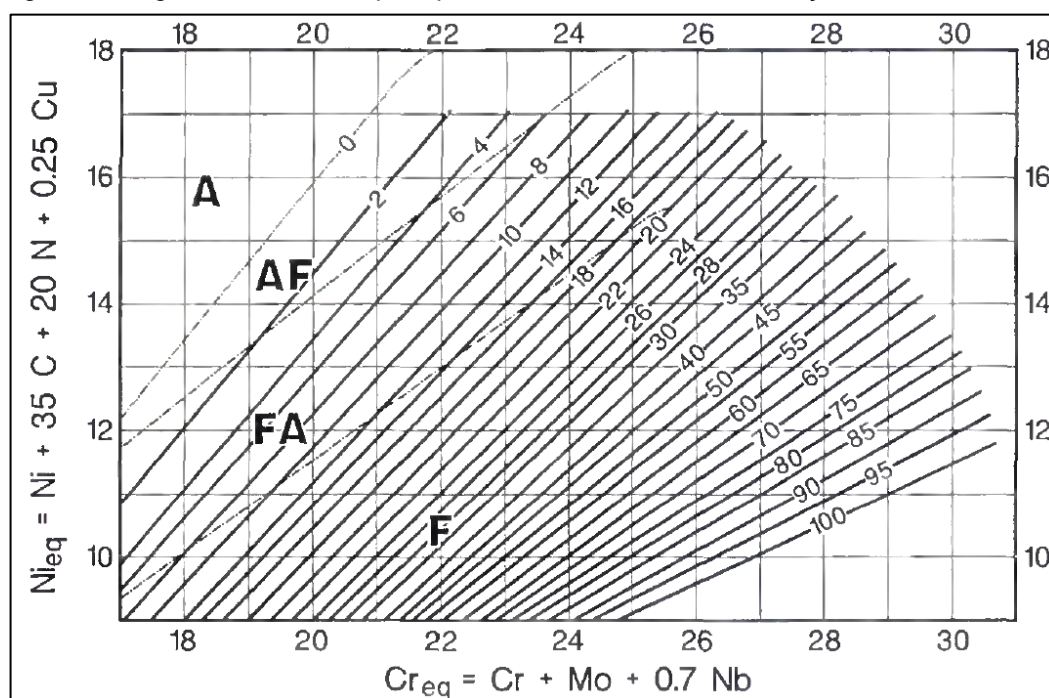
Fonte: (Lippold, 1993). Adaptado.

Outro diagrama de previsão de microestrutura amplamente utilizado, o diagrama DeLong, foi publicado em 1974 e incorporou algumas melhorias. Ele possui uma escala FN e inclui um coeficiente para o nitrogênio no Ni_{eq} . Apesar disso a faixa de composições é mais limitada do que o diagrama *Schaeffler*. Apesar do avanço, o efeito do manganês no diagrama *DeLong* ainda era usado de forma incorreta (tal como no diagrama *Schaeffler*), além de superestimar o FN de composições altamente ligadas, tais como o tipo 309. Ademais, o mesmo possuía uma aplicação limitada para juntas de metais dissimilares (Kotecki & Siewert, 1992).

Já o diagrama WRC mostrado na figura 8, desenvolvido em 1988, supera muitos dos problemas associados com os diagramas *Schaeffler* e *DeLong*. Ele foi desenvolvido com dados medidos pela definição mais recente da escala FN, removeu o coeficiente errado do manganês no Ni_{eq} e eliminou a sistemática superestimação de FN para metais de solda de alta liga.

O diagrama WRC exibe um teor de ferrita dado pelo número de ferrita (FN), onde 100 FN é aproximadamente igual a 65% de volume de ferrita. Os limites indicando a mudança no modo de solidificação (A - Austenita primária; AF – Austenítico-Ferrítico; FA, Ferrítico-Austenítico; F, Ferrita primária) também são mostrados (indicadas por linhas pontilhada). Desde que surgiu, o diagrama WRC tem sido objeto de amplos estudos e de constantes revisões. Dados independentes de mais de 200 metais de solda confirmaram a precisão da previsão melhorada do diagrama WRC-1988 em relação a de seus antecessores. A revisão realizada em 1992 para o digrama WRC demonstrou como os eixos do diagrama podem ser estendidos para prever o FN para diferentes juntas de metais, por uma faixa mais ampla não cobertas pelo diagrama de Schaeffler (Kotecki & Siewert, 1992).

Figura 8. Diagrama WRC-1992 para previsão do teor de ferrita em aços inoxidáveis.



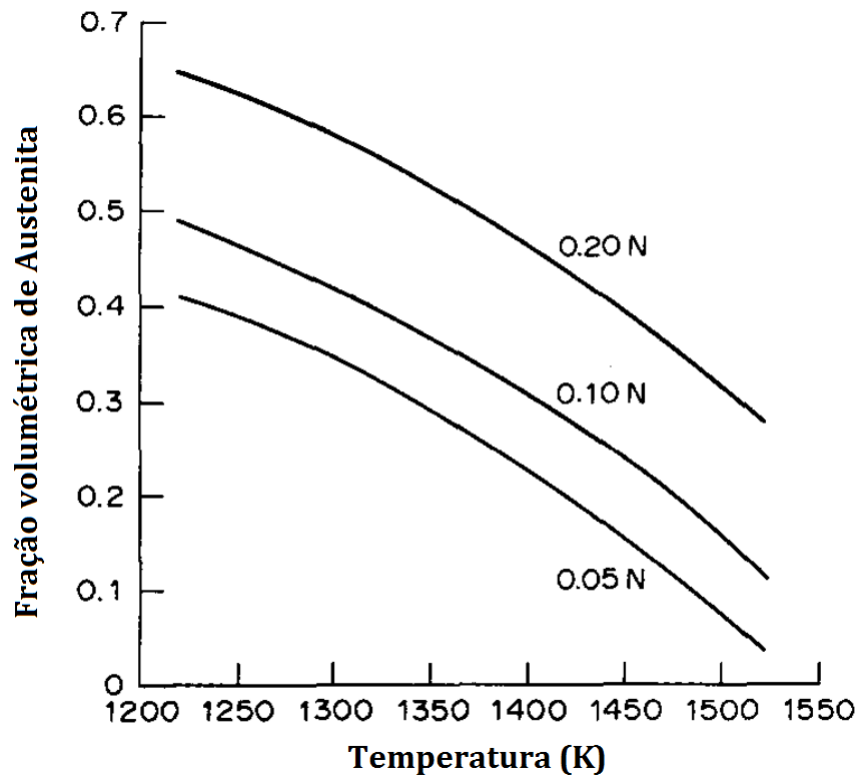
Fonte: (Kotecki & Siewert, 1992.)

Com o aumento dos teores de nitrogênio nos AID's modernos, novos trabalhos que visam prever as frações de ferrita e austenita estão sendo desenvolvidos. Estes trabalhos são baseados em cálculos termodinâmicos e são verificados com resultados experimentais (Atamert & King, 1991; Hayes, Hetherington, & Longbot, 1990).

A figura 9 mostra o gráfico construído com os resultados dos cálculos termodinâmicos realizados por Atamert e King para determinar a fração volumétrica de austenita em um AID (Fe

- 23,1%Cr - 6,1%Ni - 3,1%Mo - 1,73%Mn - 0,41%Si - 0,017%C) em função da temperatura, para diferentes teores de nitrogênio.

Figura 9. Efeito do teor de nitrogênio em função da fração volumétrica da austenita e da temperatura.

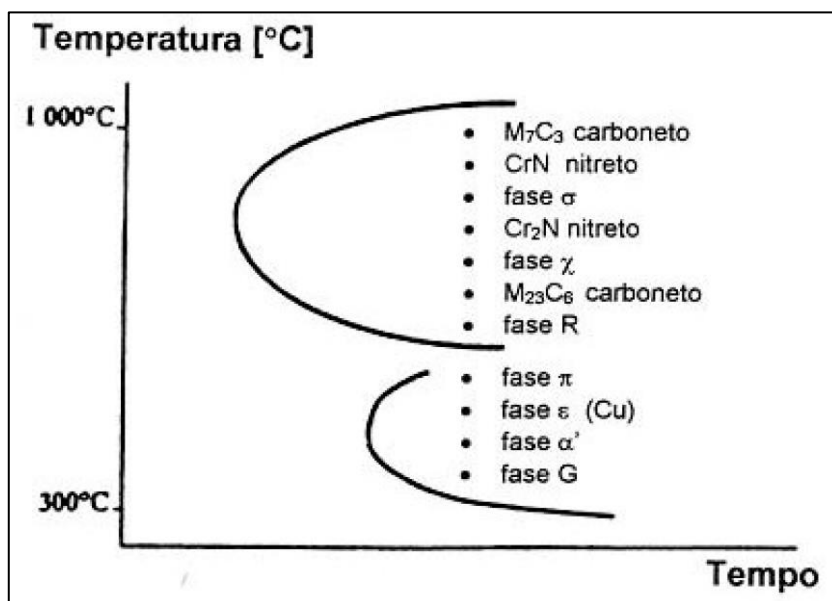


Fonte: (Atamert & King, 1991). Adaptado.

2.1.8 Transformações de fases em aços AID's

Além da ferrita e da austenita, outras fases podem precipitar nos AID's numa faixa de temperatura entre 300 a 1000°C. A exposição do material nestas temperaturas pode acontecer como resultado de condições de serviço, de ciclos térmicos de soldagem ou de tratamentos térmicos inadequados. O diagrama tempo-temperatura-transformação (TTT) esquemático, apresentado na figura 10, mostra que estas fases podem ser: precipitados e fases intermetálicas (sigma, chi, nitretos, carbonetos etc.), austenita secundária (γ_2) e ferrita α' , assim chamada por apresentar teores consideráveis de cromo.

Figura 10. Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID's.



Fonte: (Lippold, 2005). Adaptado.

Segundo Londoño (1997), dependendo da faixa de temperatura e o tempo de exposição, a fragilização dos AID's pode ser dividida em dois grupos:

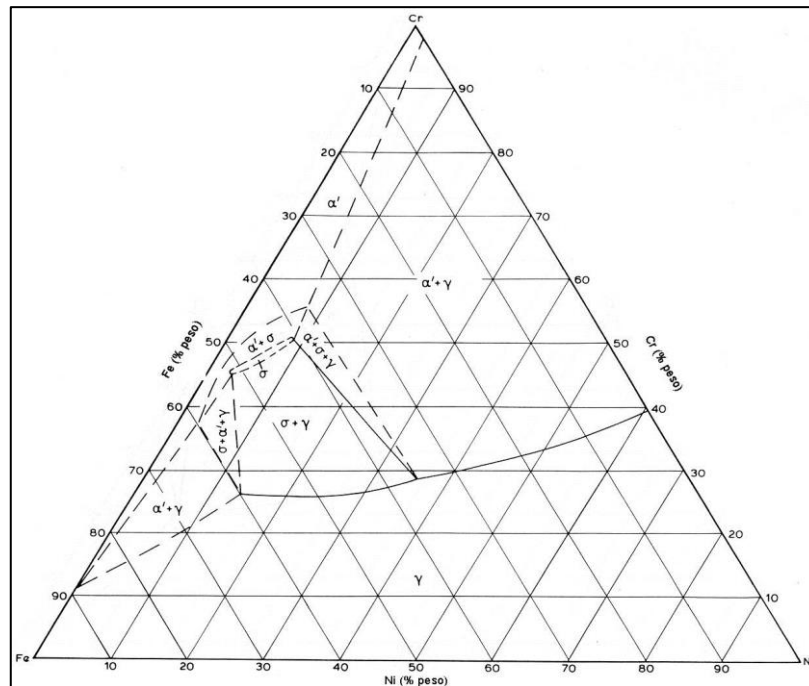
- Fragilização de baixa temperatura: Normalmente acontece numa faixa de temperatura de 300 a 500 °C, onde ocorre a chamada fragilização de 475 °C. Geralmente está associada à utilização do equipamento em serviço e, desta forma, limita a temperatura máxima de aplicação dos AID's.
- Fragilização de alta temperatura: Ocorre na faixa de temperatura de 600 a 1000°C, onde precipitam diversas fases intermetálicas (σ , χ , τ , R, Cr_2N ...). Este tipo de fragilização pode ocorrer durante a soldagem ou o tratamento térmico pós-soldagem.

O limite superior de temperatura para o surgimento de fase sigma encontra-se entre 950°C e 960°C, considerando uma seção do sistema ternário Fe-Cr-Ni a 50% Fe.

Na figura 11 encontra-se a seção isotérmica a 900°C do ternário Fe-Cr-Ni, que mostra não só a presença da fase sigma como também de α' . A separação da ferrita α (rica em ferro) em α' (rica em cromo) se dá entre 900°C e 800°C, e fica evidenciada na isoterma a 800°C do ternário Fe-Cr-Ni, mostrada na figura 12.

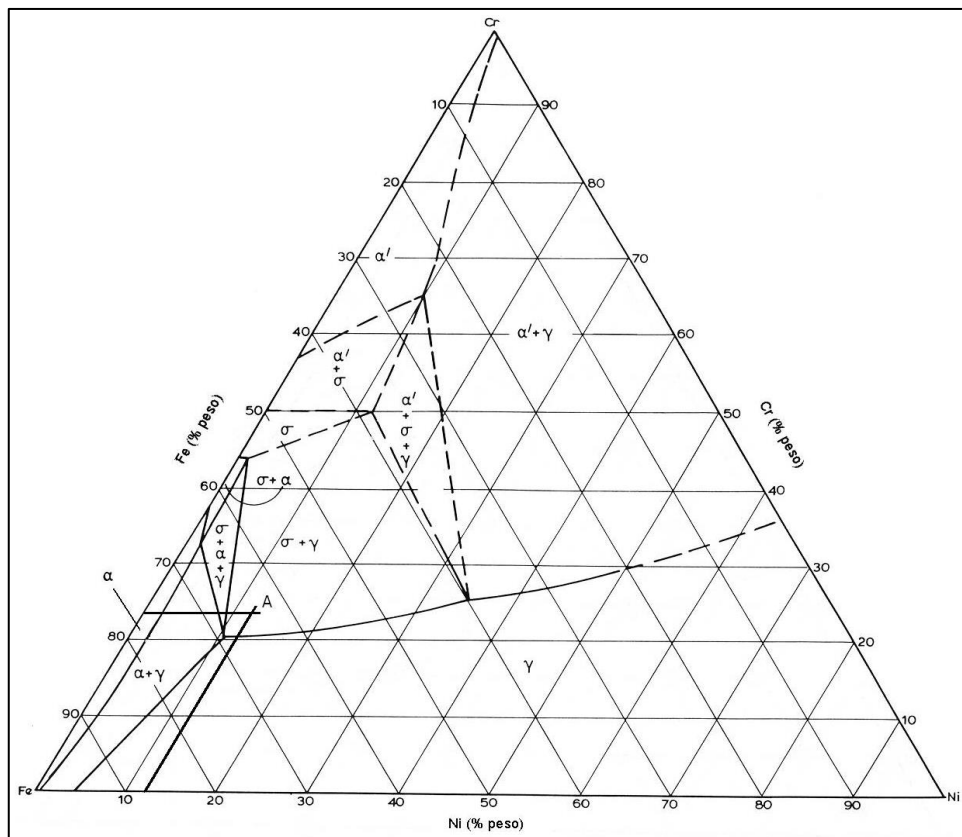
Apesar dessa transformação de ferrita α para α' ter início entre 900°C e 800°C, é importante considerar que o fenômeno de formação de α' nos AIDs é de particular interesse no envelhecimento entre 450°C e 500°C, levando ao fenômeno de fragilização a 475°C, resultado da tendência à fratura por clivagem (Iacoviello *et al*, 2005; Magnabosco, 2001; Marinelli *et al*, 2013; Weng *et al*, 2004).

Figura 11. Diagrama TTT esquemático de precipitação de segundas fases nos AID's.



Fonte: (Raynor and Rivlin 1988 *apud* (Magnabosco, 2001a).

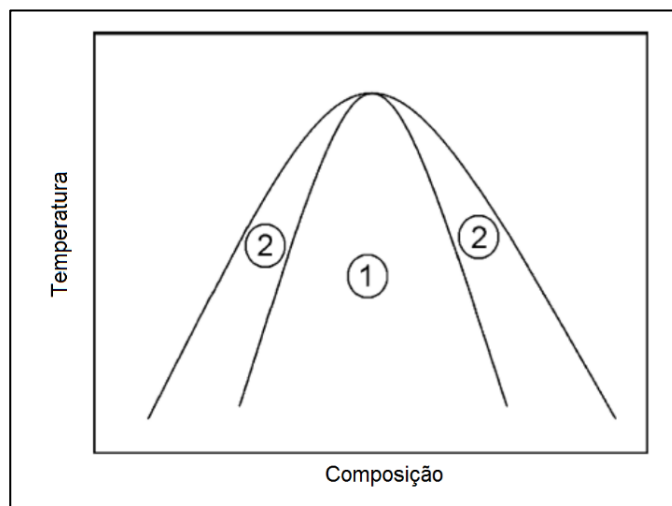
Figura 12. Seção isotérmica a 800°C do ternário Fe-Cr-Ni. O ponto A representa a composição (em cromo e níquel equivalentes) do aço SAF 2205.



Fonte: (Raynor and Rivlin 1988 *apud* (Magnabosco, 2001a).

A fragilização a 475°C é uma consequência inevitável provocada por uma região de miscibilidade no sistema Fe-Cr como mostrado esquematicamente na figura 13. Dentro da região espinodal (área 1) a decomposição ocorre através da decomposição espinodal. Fora da região espinodal (área 2) a decomposição ocorre por nucleação e crescimento.

Figura 13. O gap de miscibilidade no sistema Fe-Cr (mostrado esquematicamente).



Fonte: (Hättestrand, Larsson, Chai, Nilsson, & Odqvist 2009). Adaptado.

Iacoviello *et al.*, (Iacoviello, Casari, & Gialanella, 2005), no entanto afirma que há três faixas de temperaturas críticas:

- Acima de 1050°C os aços inoxidáveis duplex, possuem uma estrutura totalmente ferrítica. Mediante resfriamento transforma-se parcialmente em austenita. Esta transformação é reversível: portanto, qualquer aumento de temperatura superior a 1050°C implica em um aumento da fração de volume de ferrita e uma diminuição dos coeficientes de partição dos elementos de liga.
- O intervalo de temperatura entre 1050°C e 600°C é muito crítico. É caracterizado pela formação tanto da austenita dentro e da ferrita e de uma variedade de fases secundárias que podem precipitar com o tempo de incubação e que são fortemente afetadas pela composição química: σ fase, nitretos (Cr_2N , π), austenita secundária, fases χ e R secundárias, carbonetos (M_7C_3 , M_{23}C_6). A precipitação dos carbonetos, nitretos e fases secundárias influencia fortemente as propriedades mecânicas e da resistência à corrosão dos aços inoxidáveis duplex. (Iacoviello, Boniardi, & La Vecchia, 1999; Iacoviello, Galland, & Habashi, 1998; Iacoviello, Habashi, & Cavallini, 1997)
- O intervalo de temperatura entre 600°C e 300°C é caracterizado pela decomposição espinodal da ferrita formando algumas regiões pobres em Cr e outras ricas em Cr. Outros processos de precipitação também podem ocorrer. Entre eles, a principal é a fase G que precipita na interface ferrita austenita ou na interface ferrita-ferrita. A

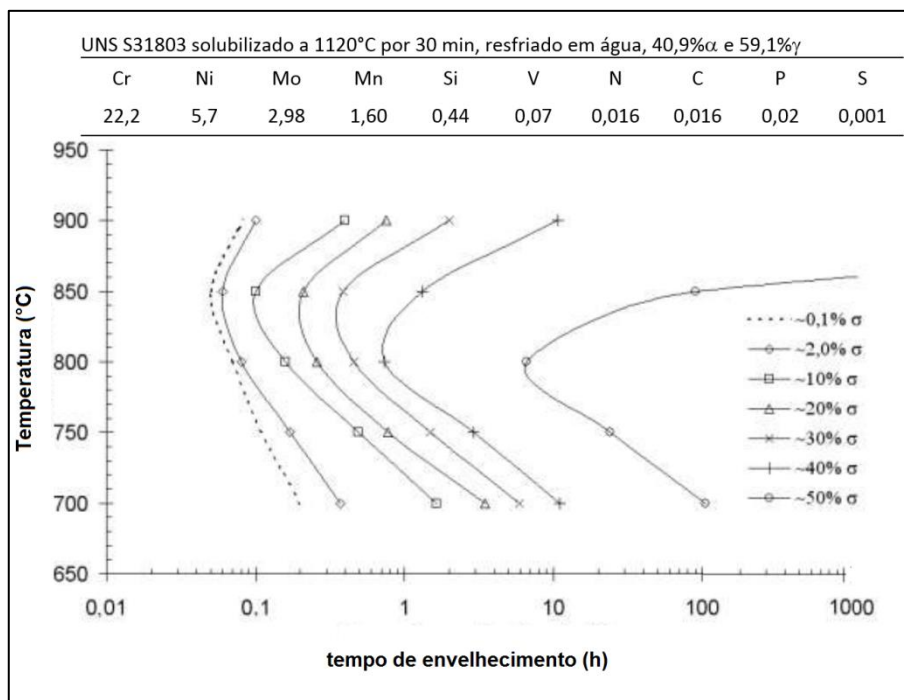
composição química desta fase varia e é dependente dos elementos de liga do aço e das condições de envelhecimento. Em geral, ela é enriquecida de Ni, Si, Mo, Mn, Al e C e é empobrecida de Cr e Fe. Estas partículas são muito pequenas (normalmente de 1 a 10 nm, ocasionalmente no máximo até 50 nm), e precipitam mais ou menos uniformemente, no interior dos grãos de ferrita, dependendo da composição química nominal do aço e também das condições de envelhecimento. Por exemplo, a concentração total em elementos formadores da fase G aumenta de 40% para 60%, se revenido a 350°C, para 1000 e 30.000 h, respectivamente. (Danoix & Auger, 2000; Mateo, Llanes, Anglada, Redjaimia, & Metauer, 1997; C.-J. Park & Kwon, 2002).

De todas as fases apresentadas na figura 10, as que apresentam uma cinética favorável e/ou um efeito fragilizante mais acentuado, são:

- Os nitretos de cromo, que são normalmente encontrados nas soldas dos AID's.
- A fase sigma, a qual causa grandes reduções na tenacidade dos materiais.
- A fase α' (fragilização de 475 °C), que por ser detectada após longos períodos de tempo em temperaturas tão baixas como 300°C, limita a máxima temperatura de aplicação dos AID's.

Os mecanismos de formação de fase sigma em aço inoxidável dúplex UNS S31803 foram explorados em alguns trabalhos de Magnabosco, onde se constata de forma geral que em até 0,1 hora de envelhecimento entre 700°C e 900°C a fase sigma se forma em interfaces ferrita/ferrita ou ferrita/austenita, por meio da transformação da ferrita presente por decomposição eutetóide, gerando também austenita secundária. A partir de 0,1 hora de envelhecimento, as frações volumétricas de ferrita e de austenita decrescem, indicando que o crescimento da fração volumétrica da fase sigma se deu pelo consumo tanto da ferrita quanto da austenita presentes, aliadas à decomposição eutetóide da ferrita. O diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803 obtido por Magnabosco indica que a maior cinética de precipitação ocorre a 850°C conforme indicado na figura 14. (Magnabosco, 2001a, 2005; Magnabosco & Alonso-Falleiros, 2005a, 2005b).

Figura 14. Diagrama de precipitação isotérmica de fase sigma (tempo-temperatura-precipitação, TTP) para o aço UNS S31803.



Fonte: (Magnabosco, 2010).

Turnbull *et al.* (2002), em seu trabalho com o AISD Fe-25,4%Cr-3,6%Mo-7%Ni-0,23%N, verificou a formação de fase sigma tanto após aquecimentos a 800°C por tempos de 5 a 30 minutos, quanto após procedimentos de soldagem com aumento gradativo do fornecimento de calor (Turnbull *et al.*, 2002).

A substituição parcial de Mo por W em AID's com 25% de cromo retardou a velocidade de nucleação e o crescimento da fase sigma (σ) durante o envelhecimento em alta temperatura retardando, dessa forma, a degradação por corrosão das propriedades mecânicas da liga em questão. O retardo de precipitação da fase σ causada pela adição de W resulta da sua baixa taxa de difusão inerentemente mais lenta em comparação com o Mo em AID's. Tanto o Mo como o W são os principais elementos de liga que constituem a fase σ em AID's contendo W. (C.-J. Park & Kwon, 2002)

Park *et al.* (C.-J. Park, Ahn, & Kwon, 2006), observaram em suas pesquisas que a formação de fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos (29%Cr), pode ser precedida pela formação de pequenas quantidades de fase chi (χ), particularmente se a composição química do aço contiver frações apreciáveis (4 a 8%) de tungstênio (W), em substituição ao molibdênio (Mo).

2.1.9 Soldagem em AID's

Aços inoxidáveis dúplex geralmente apresentam boa soldabilidade em processos que envolvem arco elétrico, porém pode ocorrer a formação de um excessivo teor de ferrita, nitretos

e fases intermetálicas na junta soldada e na zona termicamente afetada (ZTA), prejudicando as boas propriedades do material em questão. Algumas recomendações foram estabelecidas para a soldagem de AID's tais como limitações do aporte térmico, utilização de metal de preenchimento (varetas e arames) com teores de Ni mais elevados além de gases de proteção para soldagem TIG contendo nitrogênio. Essas medidas objetivam manter o controle do teor da ferrita na faixa recomendada, bem como evitar a formação de nitretos e fases intermetálicas. O controle do ciclo térmico de soldagem é importante já que as taxas de resfriamento e o teor de nitrogênio ditam o balanço final entre as fases austenita e ferrita. Altas taxas de resfriamento resultam em altos teores de ferrita uma vez que a formação de austenita fica restringida pelo processo de difusão inibido ocasionado pela insuficiência de tempo. A formação de nitretos é também facilitada já que menos átomos de nitrogênio podem difundir para dentro da austenita. Dessa forma, a supersaturação de nitrogênio e precipitação de nitretos ocorre como consequência natural dentro da ferrita com a diminuição da temperatura. O aquecimento excessivo, por outro lado, que resulta em uma menor taxa de resfriamento, pode causar a formação de compostos intermetálicos como fases sigma (σ) e chi (χ). É, portanto, desejável controlar as condições de soldagem de tal modo que a taxa de resfriamento seja lenta o suficiente para a formação adequada da austenita, mas suficientemente rápida para evitar a precipitação de fases deletérias. Na prática os tempos de resfriamento recomendados para a faixa entre 1200°C – 800°C (faixa de temperatura de formação da austenita) $\Delta t_{12/8}$ é de 4 a 15 segundos. (Hosseini, Wessman, Hurtig, & Karlsson, 2016; Kang & Lee, 2012; Muthupandi, Bala Srinivasan, Seshadri, & Sundaresan, 2003).

2.2 Soldagem por fricção

Existem dois métodos principais de soldagem por fricção: Soldagem por atrito convencional (*direct-drive welding*), e soldagem por atrito inercial (*inertia-drive welding*).

Na soldagem por atrito convencional a energia é fornecida por um motor elétrico ligado diretamente ao eixo da máquina fornecendo uma velocidade constante. Esta fonte de energia é infinita com respeito ao tempo, e é aplicada à interface dos materiais até que o calor total apropriado ou estado plástico seja obtido. A velocidade é mantida constante durante um tempo e/ou distância predeterminada, a força axial é variada. Quando o estado plástico desejado é alcançado, o componente rotativo é parado e uma carga de forjamento é aplicada para completar o processo de união entre as peças.

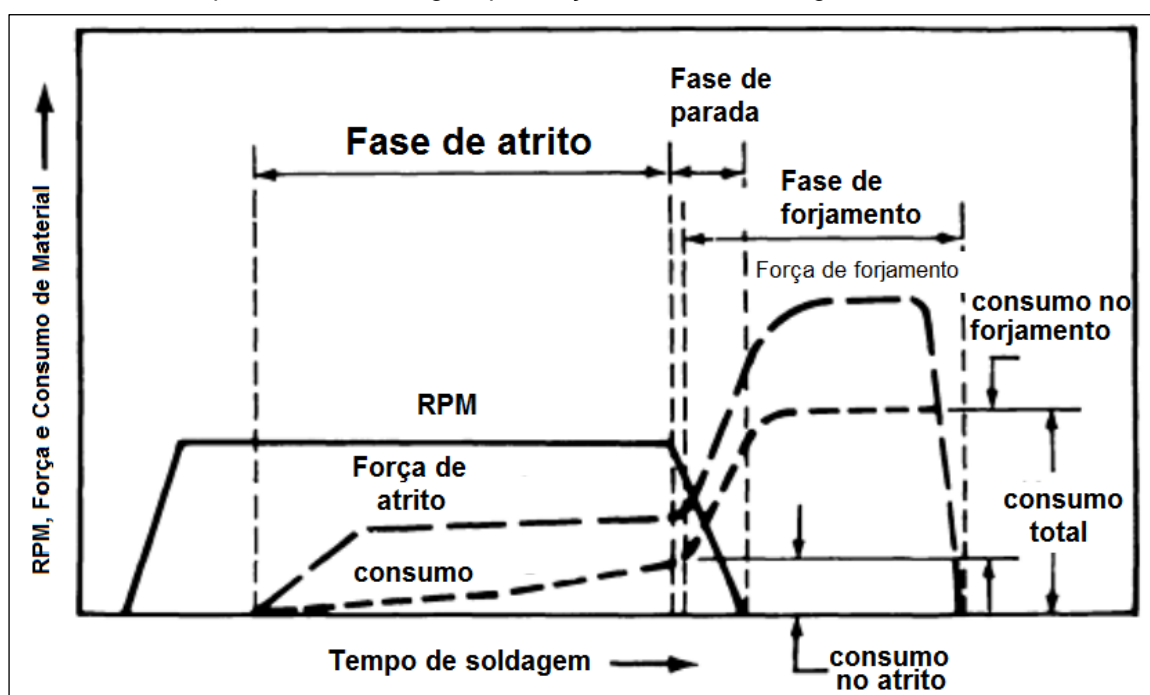
A soldagem por atrito inercial usa a energia armazenada em um volante de rotação para fornecer o aporte térmico para a solda. Estas duas tecnologias produzem efeitos metalúrgicos inerentemente diferentes na interface da solda. No presente trabalho será abordado o método de soldagem por atrito convencional por ser a SFPC uma variante desse processo. (Cogo, 2011; Elmer, 1993; Macedo, 2011)

2.2.1 Fases do Processo

A divisão do processo em diferentes fases é uma ferramenta muito usual utilizada para descrever o ciclo de soldagem e os mecanismos relacionados a cada uma delas. A American Welding Society (AWS), divide em duas fases (fase de atrito e fase de forjamento), já a American Society of Metals (ASM), divide o ciclo de soldagem em três fases acrescentando uma fase de parada conforme figura 15.

Nesse caso, a ASM afirma que o tempo necessário para parar o pino é também uma variável importante porque afeta a temperatura da solda e a definição da força de forjamento (Elmer, 1993).

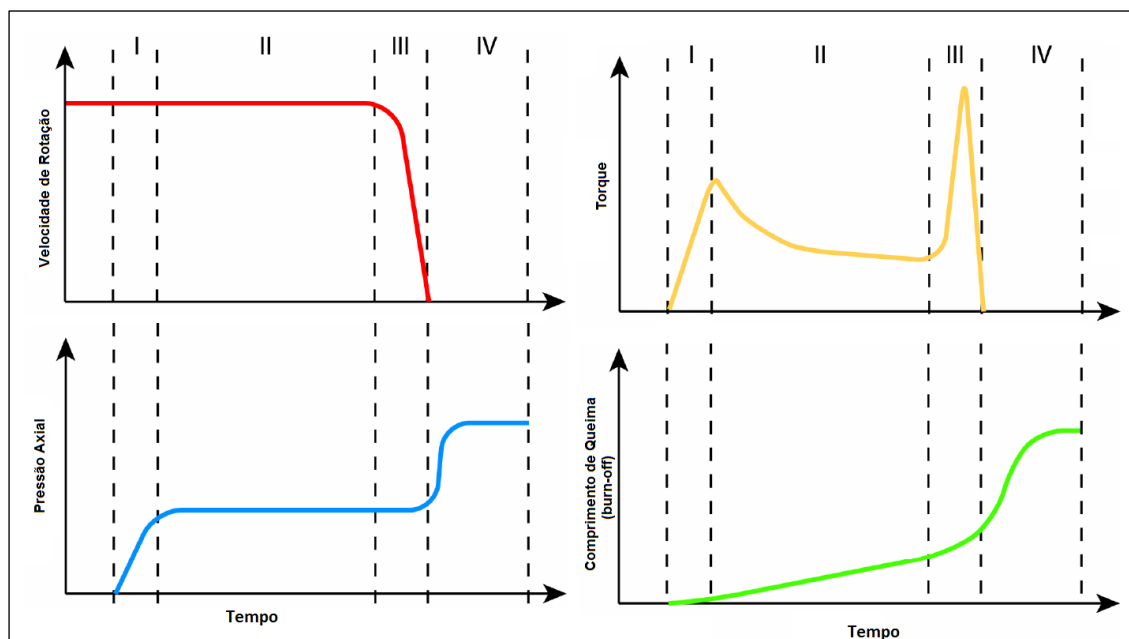
Figura 15. Gráfico dos parâmetros de soldagem versus tempo de soldagem relativo às três fases do processo de soldagem por fricção convencional segundo ASM.



Fonte: (Elmer 1993 - Adaptado de ASM – Metals Handbook, figura 2).

Porém se o processo é controlado automaticamente (fricção convencional) uma subdivisão mais detalhada dos mecanismos durante a soldagem por fricção passa a ser necessária. Sendo assim, uma subdivisão em quatro fases básicas parece ser mais apropriada conforme mostrado na figura 16. (Macedo 2011, Meyer 2002).

Figura 16. Diagrama esquemático mostrando os principais parâmetros de operação de soldagem por atrito com as divisões de cada fase.



Fonte: (Meyer, 2003. Adaptado).

I - Fase de Atrito – É onde ocorre o primeiro contato entre as superfícies e o amolecimento das protuberâncias. Isso ocasiona um aumento das regiões de contato e a quebra de filmes de graxa e óleo presentes na superfície. Nas regiões externas da junta, partículas são transportadas para fora da zona de atrito devido às altas forças radiais (efeito hidro-extração). Após esse processo, há uma grande elevação do torque devido à remoção de parte desses filmes de óxidos e ao aumento da área real de contato. Essa etapa é caracterizada por processos de adesão e micro colagem. Com o aumento da temperatura há uma redução do limite de resistência do material, fazendo com que haja uma menor taxa de deformação do mesmo. Como resultado, o torque de atrito tem seu primeiro máximo. A taxa de aquecimento e a temperatura aumentam significativamente (Macedo, 2011; Meyer, 2003).

II - Fase de aquecimento – É onde ocorre uma queda brusca no torque e um aumento da temperatura plastificando o material e extrudando-o, em parte, para a periferia das superfícies formando as rebarbas. Nessa fase o sistema entra em regime semi-estacionário e a velocidade de encruamento, a temperatura e a transferência de calor são praticamente constantes. Ao final dessa fase as superfícies estão prontas para formar uma união metalúrgica, já que existe temperaturas elevadas, o metal está plastificado e os possíveis detritos foram removidos em direção a rebarba. A segunda fase é concluída assim que o perfil de temperaturas exigido para uma boa operação de soldagem é estabelecido ao longo das peças de trabalho (Macedo, 2011; Meyer, 2003).

III – Fase de desaceleração ou fase de frenagem – No modo convencional da soldagem por fricção, o decréscimo da velocidade ocorre de forma controlada, a temperatura diminui, a

resistência ao cisalhamento aumenta e, com isso, o torque alcança o segundo pico. Esse aumento no momento de fricção causa uma deformação adicional no material adjacente à junta, que até então não tinha sido submetido a nenhuma deformação. Essa é uma fase de fundamental importância para o processo, pois é ao final dessa fase que ocorre a união metalúrgica. (Macedo, 2011; Meyer, 2003).

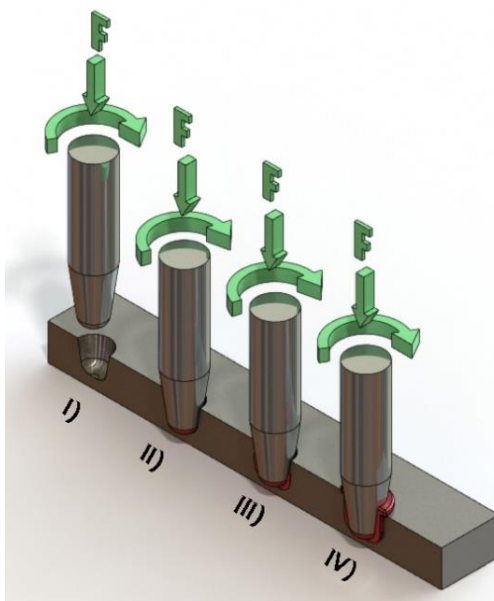
IV – Fase de forjamento – Nessa fase a velocidade de rotação é nula, mas a força axial continua sendo aplicada por um tempo. Há um rápido resfriamento e ao final a união está estabelecida. A elevada força de soldagem resulta em um aumento brusco do comprimento de queima e do torque de atrito. Após a rotação ser interrompida a deformação é então concluída, mas os processos de difusão prosseguem. Como o material resfria lentamente, ocorre recristalização estática e um lento processo de fluência. As tensões internas são consideravelmente eliminadas, caracterizando um fator determinante para as propriedades mecânicas de uma solda por atrito (Macedo, 2011; Meyer, 2003).

2.2.2 O Processo de Soldagem/Reparo por Fricção com Pino Consumível

O processo de soldagem/reparo por fricção com pino consumível (SFPC) em inglês *Friction Hydro Pillar Processing (FHPP)*, é um processo de soldagem muito recente. Foi inventado e patenteado pelo *The Welding Institute - (TWI)* na década de 90. É descrito como uma técnica recentemente desenvolvida para junção e reparos de chapas espessas de materiais ferrosos e não ferrosos. Reparos convencionais em chapas de seção espessa envolvem consumíveis caros e processamento demorado, enquanto que SFPC é um processo rápido formando uma junta de alta qualidade. O processo SFPC tem como objetivo principal atender a demanda de reparos de estruturas, tais como plataformas e navios utilizados na indústria de óleo e gás. Nos reparos, o processo de soldagem por atrito torna-se vantajoso devido ao baixo nível de calor gerado, ausência de fumos e gases residuais excessivos, além da exposição da junção em ambientes agressivos onde não pode ser facilmente aplicada a devida proteção gasosa. Adicionalmente, pelo caráter de processo de soldagem no estado sólido, é possível obter juntas soldadas com a ausência de problemas associados ao desenvolvimento de trincas por ação do hidrogênio e ao processo de solidificação (Ambroziak & Gul, 2007; Lessa, 2011).

O processo SFPC consiste na utilização de um pino consumível girando em alta rotação em relação à um furo cônico produzido no local da trinca. Uma força axial é aplicada no pino em direção ao fundo do furo gerando calor por atrito. A força aplicada e o calor produzido geram uma deformação plástica no pino e nas paredes do furo. Dessa forma, o material do pino acaba preenchendo o furo e formando uma união metalúrgica conforme indicado de forma esquemática na figura 17.

Figura 17. Etapas do processo de soldagem por fricção com pino consumível (SFPC). I) pino consumível girando em alta RPM, II) pino é pressionado com força F contra o furo cônico, III) Aquecimento e deformação plástica do material e IV) preenchimento da cavidade e produção do *flash* (rebarba). (Vista em corte).

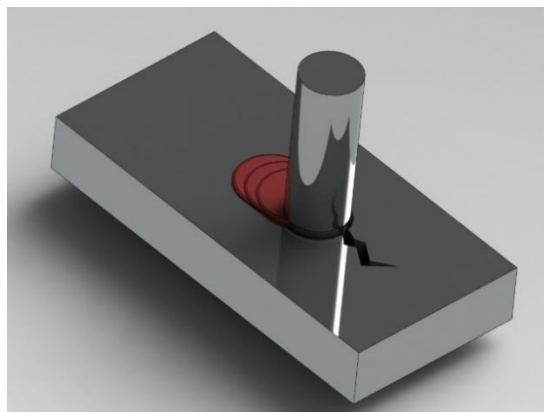


Fonte: (Autor)

Ocorre portanto, uma junção no estado sólido possibilitando a obtenção de juntas soldadas de alta qualidade devido à ausência de problemas associados ao desenvolvimento de trincas por ação do hidrogênio e ao processo de solidificação além de restringir transformações metalúrgicas tais como precipitação de partículas frágeis de segunda fase, formação de microestruturas dendríticas e segregação que podem fragilizar o material (Chludzinski, 2013; Lessa, 2011; Pires, 2007; Unfried, Hermenegildo, Paes, & Ramirez, 2008; Unfried, Paes, Hermenegildo, Bastian, & Ramirez, 2010).

Uma variação do processo SFPC é a soldagem de costura por fricção (SCF) utilizada para reparos em trincas mais longas (figura 18). Esse processo consiste de uma sequência de soldagens SFPC ao longo de um caminho de soldagem cuja distância entre furos, ou seja, distância entre uma soldagem e a seguinte é definida por um passo de soldagem (P) (Meyer, 2003; Pinheiro, 2001; Zhang et al., 2016).

Figura 18. Soldagem de costura por fricção (SCF). Sequência de soldagem SFPC para reparos de trincas longas.



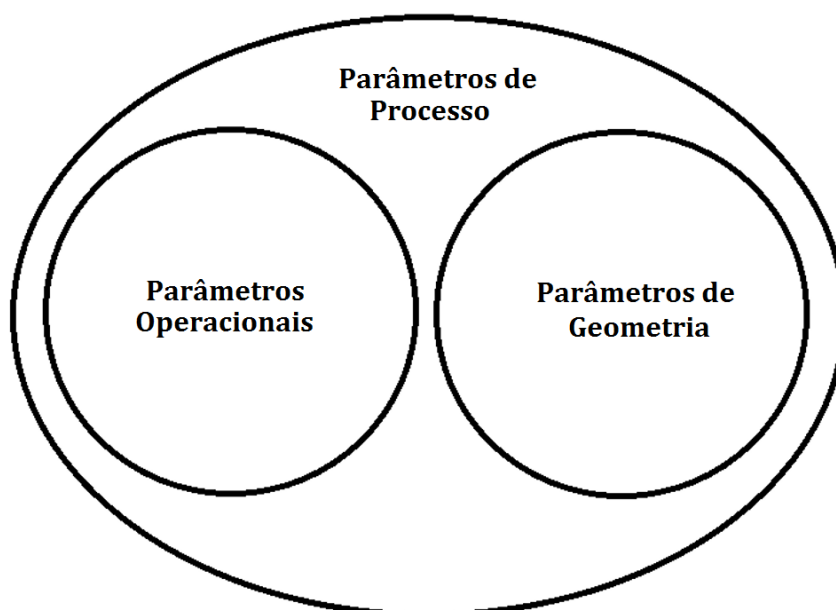
Fonte: (Autor)

2.2.3 Parâmetros e Variáveis de Processo

Nesse trabalho admite-se que parâmetros de processo é a soma dos parâmetros operacionais e parâmetros de geometria conforme indicado de forma ilustrativa na figura 19.

Os parâmetros de processo aliados às características físicas intrínsecas do material tais como condutividade térmica, difusividade térmica, rigidez e elasticidade entre outras, influenciam consideravelmente a qualidade dos reparos por atrito.

Figura 19. Divisão dos parâmetros de processo englobando parâmetros operacionais e parâmetros de geometria.



Fonte: (Autor).

- **Parâmetros operacionais** - São os parâmetros de processo possíveis de serem controladas pela máquina de solda e que, segundo a maioria dos pesquisadores são: força axial (kN); velocidade de rotação (rpm), força de forjamento (recalque – kN) e consumo do pino ou comprimento de pino consumível (*burn-off* - mm).

- **Parâmetros de geometria** – É a relação existente entre o perfil projetado na ponta do pino e o perfil do furo da base. Essa relação determina, entre outros aspectos, o tamanho da área de contato entre as superfícies que é responsável direto pela geração de calor ocasionado pelo atrito. Define também as condições de preenchimento do furo (que pode ser adequado ou não), pelo material do pino. A região de preenchimento, compreendida entre o fundo do furo e as paredes laterais é considerada um ponto de concentração de defeitos, decorrentes da falta de união metalúrgica e de estreitamento da zona termomecanicamente afetada (ZTMA). Duas geometrias prevalecem entre os estudos: os de perfil cônico e os de perfil cilíndrico.

2.2.4 Parâmetros operacionais

Velocidade de Rotação – A função geral da velocidade de rotação é fornecer uma velocidade relativa à superfície a ser unida, a qual é necessária para a soldagem das peças. A velocidade de rotação influencia as propriedades mecânicas da junta soldada por atrito. Quanto maior a velocidade de rotação, maior o tempo de aquecimento e menor a taxa de resfriamento. Isso pode resultar em uma diminuição da resistência a tração e da dureza. Baixas velocidades reduzem o tempo de aquecimento e aumentam as taxas de resfriamento, resultando em durezas maiores (Ambroziak & Gul, 2007).

Força axial – deve ser grande o suficiente para manter em contato íntimo as superfícies a serem unidas. A força axial depende dos materiais e da geometria da junta. Forças elevadas reduzem a energia de soldagem e aumentam a taxa de resfriamento. Propriedade mecânicas tais como limite de resistência à tração e dureza aumentam com a força axial (Ambroziak & Gul, 2007).

Força de forjamento – Ao final do processo de soldagem por atrito (quando a rotação é encerrada), uma força de forjamento é aplicada. Essa força possui 3 (três) efeitos benéficos na solda. O forjamento é necessário para quebrar inclusões grosseiras que se reorientaram durante o processo de atrito, para refinar grãos austeníticos grosseiros por trabalho a quente e para reduzir a tendência de formação de estruturas de Widmanstätten. A força de forjamento também aumenta o limite de resistência à tração e a dureza, por isso deve ser adequadamente utilizada (Ambroziak & Gul, 2007).

Burn-Off (comprimento do pino consumível processado) – Em geral, a função do *burn-off* é preencher o furo com o material do pino plastificado. A magnitude de *burn-off* depende principalmente da geometria das amostras. O *burn-off* governa tanto a velocidade de rotação quanto a força axial uma vez que a velocidade e a força corretas são escolhidas para alcançar o *burn-off* desejado. A magnitude desse parâmetro pode ser determinada a partir de cálculos matemáticos (especialmente para uma geometria simples) ou de experimentos (diversas configurações). (Ambroziak & Gul, 2007).

Tempo de aquecimento - O tempo de aquecimento é definido como o período entre o momento do contato inicial do atrito até a fase de parada. Ele é significativamente influenciado pela força axial e pela rotação e determina a energia utilizada na operação de soldagem. O tempo de aquecimento pode ser controlada de duas maneiras: a primeira é com um adequado dispositivo de temporização que interrompe a rotação ao fim de um determinado tempo de processo, o segundo suspende a rotação após um consumo de pino (*burn-off*), predeterminado.

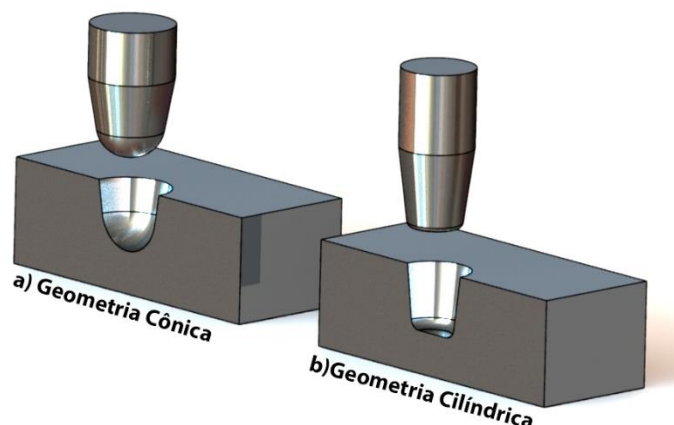
O tempo de aquecimento é especialmente importante para uma baixa taxa de deslocamento porque ele não só define a microestrutura da interface, mas controla também a profundidade e aquecimento no consumível influenciando a ZTA. (Meyer, 2003).

2.2.5 Parâmetros de Geometria

Existem poucos trabalhos de pesquisa relacionados ao processo SFPC. Em virtude disso, não se conhece ainda a totalidade dos fenômenos envolvidos no processo e de que forma a geometria do pino e do furo da base exercem sua influência na qualidade da solda.

Duas configurações geométricas distintas foram desenvolvidas para o processamento de pinos por atrito, sendo uma geometria constituída por uma forma cilíndrica e outra por um perfil cônico conforme mostra a figura 20. A geometria cilíndrica é preferida para condições de reparo em estruturas de paredes grossas, e o perfil cônico, preferencial às estruturas de paredes mais finas; uma vez que nas estruturas com espessuras muito elevadas, ter-se-ia excessivo aumento do diâmetro do pino cônico. Isso resultaria na necessidade de utilizar equipamentos mais robustos, tornando o processo inconveniente para aplicações práticas. (Meyer, 2003).

Figura 20. Perfis de pino e furo utilizados. a) geometria cônica e b) geometria cilíndrica.

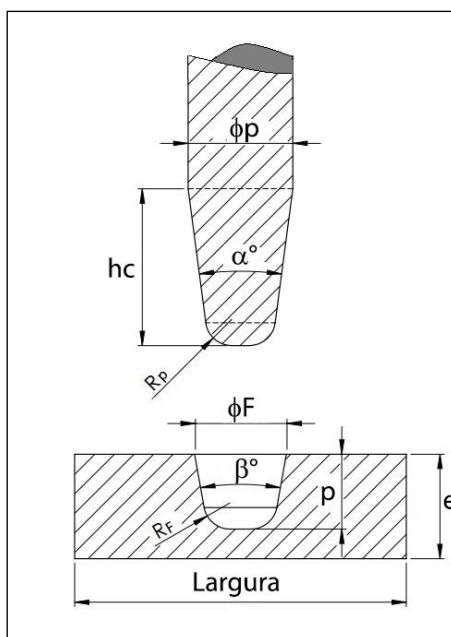


Fonte: (Autor).

A figura 21 mostra alguns dos parâmetros geométricos estudados em pinos e furos: ângulo do tronco de cone do pino (α°), altura do cone (h_c), diâmetro do pino (ϕ_p), raio de concordância do pino (R_c), diâmetro superior do furo (ϕ_F), profundidade do furo cônico (p), ângulo do tronco do cone no furo (β°) e raio de concordância no furo (R_F).

Meyer (2003), realizou estudos com soldagem SFPC variando a geometria de pinos e dos furos em três diferentes categorias de aços: Aços de alta resistência e baixa liga (HSLA C-Mn) API 5L X65 amplamente utilizado em tubulações da indústria off-shore; DIN EN 10025 (S235) e DIN ST460T, 1.8915. Esse trabalho registrou também que a utilização de pinos cônicos em furos cônicos implicava em um maior aporte de calor na peça, resultando em um maior volume de material aquecido, fato que implica uma menor taxa de resfriamento e, conseqüentemente, numa menor dureza da junta. Constatou ainda que nas geometrias utilizadas em seus experimentos, a geometria do furo era mais importante do que a do pino, pois para furos com raios arredondados ocorria sempre o preenchimento total do furo pelo pino, independentemente da geometria do pino.

Figura 21. Alguns parâmetros de geometria no processo SFPC. (α°) ângulo do tronco de cone do pino, (h_c) altura do cone, (ϕ_p) diâmetro do pino, (R_c) raio de concordância do pino, (ϕ_F) diâmetro superior do furo, (p) profundidade do furo cônico, (β°) ângulo do tronco do cone no furo, (R_f) raio de concordância no furo, (e) espessura do bloco.



Fonte: (Autor).

Pires et. al. (Pires, et. al., 2006; Pires, 2007), também realizaram importantes estudos nessa área. No referido trabalho foi estudada a influência de dois parâmetros operacionais, quais sejam: a força axial e a velocidade de rotação em cinco pares de geometrias cônicas distintas para pinos de material ABNT 1010 e materiais base ASTM A36. Os parâmetros geométricos dos pinos de preenchimento estudados no referido trabalho foram: ângulo do tronco do cone do pino, diâmetro inferior e raio de concordância. Em relação aos blocos das cinco geometrias, foi estudado o efeito da variação do ângulo do tronco de cone, variação do diâmetro superior e raio de concordância no fundo do furo. Pires relata que:

O aumento da ponta do pino permite que maiores velocidades lineares sejam alcançadas nas extremidades dos pinos, facilitando o aporte térmico. Além disso, o aumento na seção transversal do pino impede que taxas de queima excessivamente elevadas sejam impostas. Assim, a maior resistência ao deslocamento axial permite que o processo ocorra em um tempo maior, possibilitando um aquecimento mais homogêneo do material do pino. O aumento no raio de concordância do furo facilitou o escoamento e a acomodação do fluxo plástico, impedindo que o mesmo ficasse impossibilitado de preencher toda a interface inferior." (Pires, 2007, p. 90).

Pires constatou ainda que em virtude do aumento no diâmetro da ponta do pino, e do maior raio de concordância do furo nessas geometrias, obteve-se reparos de qualidade superior na interface, o que é comprovado nas metalografias realizadas nas amostras soldadas.

Jardim *et. al.* (2007), verificou que os maiores defeitos de discontinuidades surgiam em juntas soldadas que possuíam a maior a diferença entre os ângulos do tronco do cone do pino e do furo (α° e β°), já que essa relação facilita o escoamento plástico do material para fora, resultando num preenchimento incompleto. Por outro lado, diferenças menores entre os ângulos possibilitam uma retenção maior do material deformado dentro da cavidade proporcionando melhores resultados.

Como se pode observar, os fenômenos envolvidos no processo são bastante complexos e a compreensão mais exata da influência da geometria na qualidade da junta soldada ainda não foi bem esclarecida uma vez que depende, entre outros fatores, das propriedades físicas inerentes a cada material.

2.3 Transferência de calor nos processos de soldagem

É de conhecimento básico na metalurgia da soldagem que a produção de peças e/ou conjuntos através de processos de soldagem acarretará modificações microestruturais locais e consequentemente produzirá alterações nas propriedades mecânicas. Isso ocorre porque a soldagem envolve ciclos térmicos com picos de temperatura, taxas de aquecimento e de resfriamento. Essas modificações microestruturais podem causar defeitos tais como trincas, porosidades e pontos de fragilização. Influenciam, portanto, as propriedades mecânicas da junta soldada tais como resistência mecânica e tenacidade, por exemplo. A nova microestrutura formada após processo de soldagem dependerá da composição química do material, do seu histórico de produção além das características do ciclo térmico. Esses fatores controlam o tipo, proporção e distribuição das fases presentes após o resfriamento. Dessa forma, se torna imprescindível a compreensão dos fenômenos de transferência de calor relacionados ao processo de soldagem para a obtenção de soldas de qualidade adequado às especificações de projeto.

Em processos de soldagem a arco, segundo Kaplan e Murry (Kaplan & Murry, 2008), uma operação de soldagem pode ser descrita como uma curta passagem de certa quantidade de material a uma altíssima temperatura seguida por uma fase de resfriamento que ocorre principalmente pelo efeito de condução das peças adjacentes quais sejam: resfriamento pela junta soldada, ferramentas de fixação, eletrodos (no caso de solda ponto).

Um ciclo térmico em qualquer ponto próximo à poça de fusão representa dessa forma a dissipação do calor associado à soldagem e, portanto, depende das variáveis relacionadas ao processo (quantidade de calor aplicado), do material (condutividade térmica) e da configuração da junta. Esse aquecimento localizado pode acontecer sem o deslocamento da fonte de calor (no caso de processos de soldagem por resistência, aluminotermia ou ainda em processos de fricção como o SFPC), ou com o deslocamento relativo da fonte de calor em relação às peças a serem soldadas (no caso das soldagens a arco em geral e do processo por fricção e mistura mecânica).

2.3.1 Energia de soldagem (*heat input*) e modos de extração de calor

Na maioria dos processos de soldagem por fusão, uma fonte de calor concentrada e de alta intensidade é aplicada em uma posição da junta e deslocada ao longo desta. O calor gerado por esta fonte escoia principalmente por condução através das peças e, exceto para a soldagem de peças de pequenas dimensões, as perdas por radiação e convecção na superfície da peça e o efeito de outras fontes de calor pode ser desprezada.

Em condições práticas, a intensidade de uma fonte de calor em soldagem não pode ser facilmente medida. Um parâmetro alternativo, de uso mais comum, é a Energia de Soldagem (H), que é a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento da solda. Marques et al., (2009; 2014), explicam que a energia de soldagem é útil na avaliação dos efeitos metalúrgicos da operação de soldagem sobre o material soldado e na comparação de diferentes procedimentos e processos de soldagem. Nesse último caso, a energia líquida de soldagem, também chamada de calor imposto (*heat input*) é um parâmetro mais adequado. Esses parâmetros são definidos como:

$$H = \frac{1}{vt} \int_0^T VI dt \approx \frac{VI}{v} \quad \text{e;} \quad [\text{Equação 4}]$$

$$H_L = \eta H \quad [\text{Equação 5}]$$

Onde H é a energia de soldagem, em J/cm; V é a tensão de soldagem, em Volts; I é a corrente de soldagem, em Ampères; v é a velocidade de soldagem, em cm/s, H_L é a energia líquida de soldagem, em J/cm e η é um fator adimensional de rendimento, que depende do processo, dos parâmetros de soldagem e de diversos outros aspectos, incluindo as propriedades físicas dos materiais e a geometria das peças.

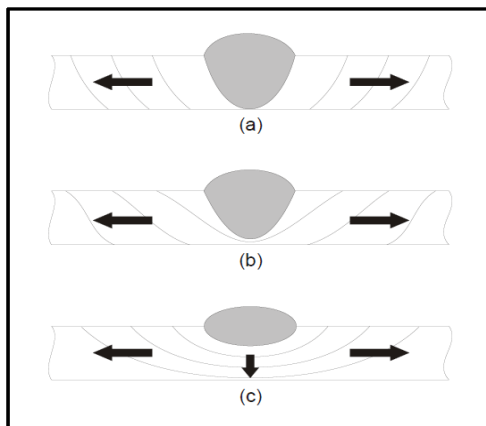
O valor do rendimento térmico depende do processo e das condições de soldagem. A tabela 5 mostra as faixas usuais de η para diferentes processos de soldagem. O rendimento térmico é, em geral, medido através de métodos calorimétricos.

Tabela 5. Rendimento térmico para alguns processos de soldagem. (Marques et. al.,2014)

Processo	η
Eletrodo Revestido (SMAW)	0,65 – 0,85
MIG/MAG (GMAW)	0,65 – 0,85
TIG GTAW (CC+)	0,50 – 0,80
Arco submerso (SAW)	0,20 – 0,50
Oxigás	0,25 – 0,80

Para os casos da soldagem a arco, os modos de extração de calor podem ser entendidos através das seções transversais dos cordões de solda (um passe) mostrados esquematicamente para juntas de topo representadas na figura 22 (Zamin, 2010).

Figura 22. Representação dos modos de extração de calor (a) 2D; (b) 2,5 D e c) 3D.



Fonte: (Zamin, 2010).

Na figura 22(a), o cordão de solda apresenta penetração completa, o calor é extraído essencialmente em duas direções (ilustradas pela seta) e as isothermas são aproximadamente paralelas à linha de fusão, pois os campos de temperatura mantêm-se idênticos nas superfícies inferior e superior da chapa, sendo este regime de extração de calor denominado bidimensional (2D). (Zamin, 2010).

Para a figura 22(b), a penetração do cordão de solda é incompleta, não sendo idênticos os campos de temperatura nas superfícies inferior e superior (mas ambas sofrendo aquecimento) com um regime de extração do calor denominado intermediário (2,5D). (Zamin, 2010).

Enquanto que para a figura 22(c), temos o modo denominado tridimensional (3D), com a superfície inferior não sendo aquecida; as isothermas cilíndricas estão posicionadas em torno da linha central do cordão de solda e, após alcançada a mínima espessura necessária para que o mesmo ocorra numa dada condição de soldagem, a mesma pode aumentar indefinidamente sem alteração do regime estabelecido para a extração de calor. (Zamin, 2010).

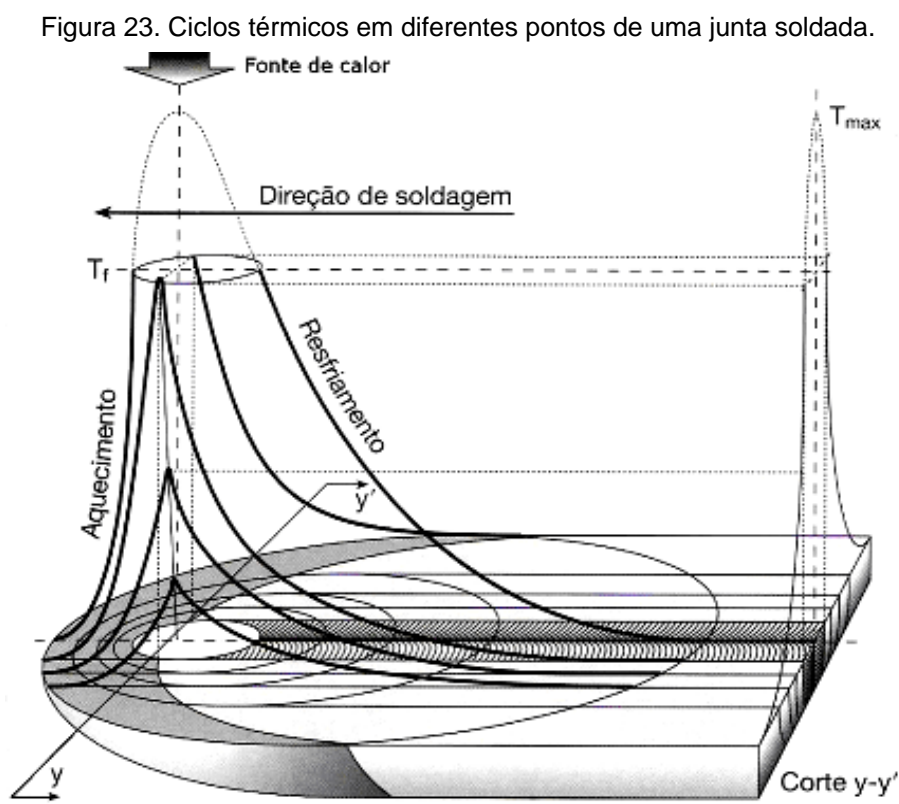
2.3.2 Ciclos térmicos na soldagem

Define-se o ciclo térmico como a curva que relaciona a variação da temperatura de um determinado ponto (durante a soldagem e posterior resfriamento) com passar do tempo. Durante a soldagem, cada ponto de material processado passa por um ciclo térmico cuja intensidade será função de sua localização em relação à fonte de energia.

A característica do ciclo térmico é função das seguintes grandezas e variáveis: intensidade da fonte de calor, propriedades termodinâmicas do material, temperatura de pré-aquecimento ou temperatura inicial da junta, das coordenadas (da localização) do ponto onde se deseja conhecer

o valor da temperatura e, para os casos de soldagem com fonte móvel de energia, da velocidade de deslocamento ou da velocidade de soldagem (Wainer, Brandi, & de Mello, 1992).

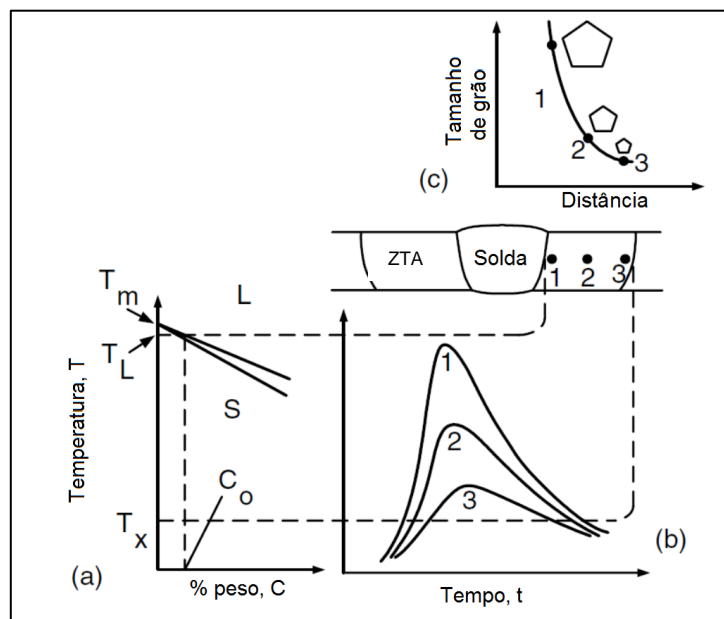
No ciclo térmico cada ponto do material localizado próximo à junta experimentará uma diferente variação de temperatura devido à passagem da fonte de calor, como mostra a figura 23. O ciclo térmico de cada ponto específico pode ser considerado como um tratamento térmico que o ponto experimentou durante ciclo da soldagem.



Fonte: (Colpaert, 2008).

A figura 24 ilustra de forma esquemática a influência dos ciclos térmicos na microestrutura do material.

Figura 24. Crescimento de grão na ZTA: (a) diagrama de fase; (b) ciclos térmicos; (c) Variação do tamanho do grão.



Fonte: (Kou, 2003). Adaptado.

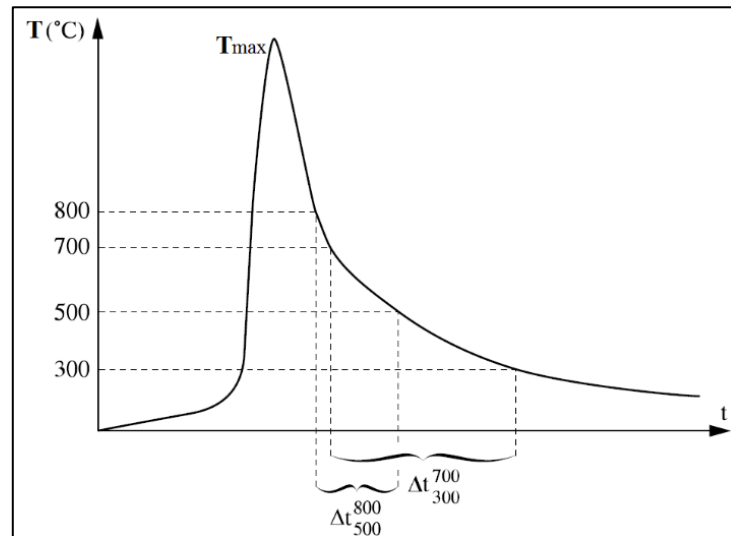
Considerando o ciclo térmico $T(t)$ aplicável em qualquer ponto da ZTA. Independentemente do tipo de processo de soldagem (fonte fixa ou fonte móvel), ele tipicamente apresentará:

- Uma fase de aquecimento muito rápida na qual a velocidade média é tipicamente da ordem de $10^{2^{\circ}\text{C/s}}$ (processos a arco), alcançando $10^{4^{\circ}\text{C/s}}$ para processos como soldagem a laser;
- A passagem em uma temperatura máxima T_{max} . Em geral, a duração nessa temperatura é muito curta e tanto mais reduzido será quanto maior for a T_{max} .
- Uma fase de resfriamento relativamente rápida. Para efeitos de simplificação, geralmente caracteriza-se a intensidade desse resfriamento pela passagem do tempo entre duas temperaturas dadas:
 - Entre 800 e 500°C, a taxa de resfriamento é então ΔT_{500}^{800} ;
 - Ou entre 700 e 300°C, a taxa de resfriamento é ΔT_{300}^{700} . A relação entre essa taxa e a anterior geralmente situa-se entre 2 e 4.

A escolha entre um critério ou outro normalmente é guiado pelo fato de que a maioria das transformações de fase metalúrgicas ocorrem nestes dois intervalos de temperatura para os casos de aços-carbono ao manganês.

Experiências atuais mostram que a estrutura metalúrgica final em qualquer ponto da ZTA depende quase que exclusivamente da temperatura máxima T_{max} atingida nesse ponto, e da taxa de resfriamento, tal como definido por ΔT_{500}^{800} . A figura 25 mostra de forma esquemática esses parâmetros definidos em um ciclo térmico.

Figura 25. Ciclo térmico em uma posição qualquer na ZTA mostrando a temperatura máxima (T_{max}) e as taxas de resfriamento ΔT_{500}^{800} e ΔT_{300}^{700} .

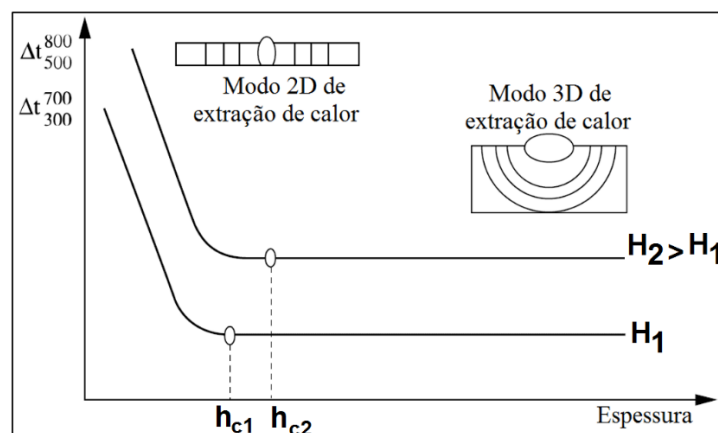


Fonte: (Kaplan & Murry, 2008). Adaptado.

É possível vincular as taxas de resfriamento às condições de soldagem de forma mais precisa. Se juntas soldadas são produzidas a partir de produtos com espessuras diversas, então variando a energia de soldagem ocorre a variação da taxa de resfriamento conforme mostra o desenho esquemático da figura 26.

A partir de uma determinada espessura a taxa de resfriamento não varia. Esta espessura crítica (h_c), também chamada de espessura limite, é correspondentemente maior quanto maior for a energia de soldagem. Do ponto de vista de soldagem, um produto será considerado como espesso para uma dada energia de soldagem, se a sua espessura for maior do que a espessura limite.

Figura 26. Influência da espessura e do aporte térmico nos parâmetros de resfriamento.



Fonte: (Kaplan 2008). Adaptado.

Marques et. al (2014), registram equações para estimar a velocidade de resfriamento (R) da junta soldada a uma determinada temperatura e para o tempo de resfriamento (Δt) entre duas temperaturas, geralmente ΔT_{500}^{800} para aços:

$$R_g = \frac{2\pi k(T-T_0)}{H_L} \quad [\text{Equação 6}]$$

$$R_f = 2\pi k \rho C \left(\frac{h}{H_L}\right)^2 (T - T_0)^3 \quad [\text{Equação 7}]$$

$$(\Delta T_{500}^{800})_g = \frac{H_L}{2\pi k} \left(\frac{1}{500-T_0} - \frac{1}{800-T_0} \right) \quad [\text{Equação 8}]$$

$$(\Delta T_{500}^{800})_f = \frac{(H_L)^2}{2\pi k \rho C h^2} \left(\frac{1}{(500-T_0)^2} - \frac{1}{(800-T_0)^2} \right) \quad [\text{Equação 9}]$$

Onde k é a condutividade térmica do material, em $J/(cm \cdot s \cdot ^\circ C)$, T e T_0 são, respectivamente, a temperatura ($^\circ C$) na qual se quer estimar a velocidade de resfriamento e a temperatura inicial da chapa, ρ é a densidade do material, em g/cm^3 ; C é o calor específico do material, em $J/(g \cdot ^\circ C)$ e h é a espessura da peça, em mm. O subscrito “g” se refere a uma chapa grossa, isto é, soldagem de penetração parcial e fonte de calor pontual, condições de condução de calor essencialmente tridimensionais e o subscrito “f” se aplica à soldagem de chapas finas, isto é, com passe de penetração total e fonte de calor linear, fluxo de calor bidimensional.

Os autores supracitados informam que as equações (6) a (9) foram obtidas estritamente para o eixo central da solda, embora, segundo o trabalho citado do prof. Sérgio do Carvalho Perdigão (1982), possam ser consideradas, para aços estruturais, em regiões da solda em que a temperatura de pico do ciclo térmico é superior a $1000^\circ C$. As equações (8) e (9) são específicas para um resfriamento entre 800 e $500^\circ C$, embora equações similares para outros intervalos de temperatura possam ser deduzidas e sejam usadas, por exemplo, na soldagem de aços inoxidáveis.

A espessura crítica (h_c), que distingue entre as condições de resfriamento de “chapa fina” e chapa grossa, pode ser estimada, para a velocidade de resfriamento, por:

$$h_c = \sqrt{\frac{H_L}{\rho C (T-T_0)}} \quad [\text{Equação 10}]$$

A American Welding Society, AWS (2001), recomenda que a equação para resfriamento em chapa fina, equação (7), seja aplicada para $h/h_c < 0,6$ e a equação para chapa grossa, equação (6), para $h/h_c > 0,9$. Para valores de h/h_c entre 0,6 e 0,9, a AWS recomenda considerar

que a velocidade de resfriamento tenha um valor intermediário entre obtidos pelas equações dos dois regimes de escoamento de calor.

2.4 Soldagem por fricção com AID's

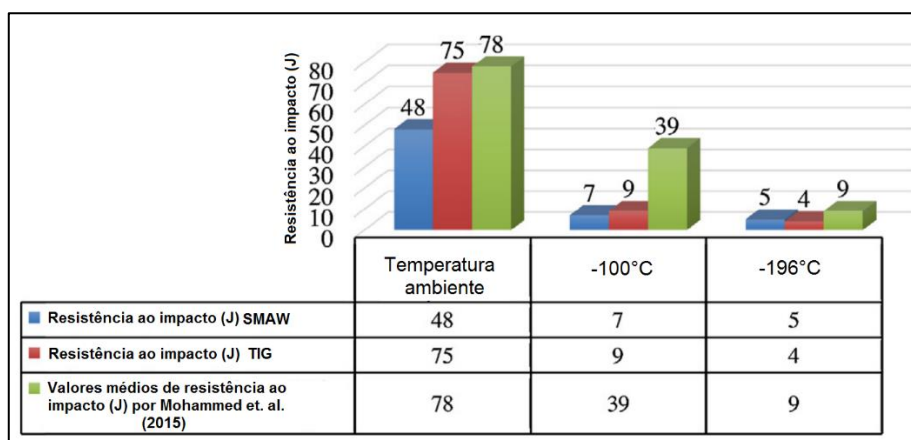
A influência do aporte térmico nas propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço AID UNS S31803 soldado por atrito foi verificado por Mohammed *et. al.*, (2015). Os autores verificaram que, para a obtenção de juntas de solda resistentes e de boa qualidade, o aporte térmico deve ficar acima de 16 kJ/s para que ocorra a perfeita adesão na superfície de contato entre as peças em alta temperatura.

Observaram ainda que as amostras soldadas por atrito apresentaram uma maior resistência ao impacto em situações criogênicas quando comparadas a outros métodos de soldagem, conforme mostra o gráfico da figura 27. As temperaturas utilizadas nos ensaios foram: temperatura ambiente, -100°C e -196°C. Os resultados foram comparados com o trabalho de Ibrahim *et. al.* 2010.

Os autores registram que todas as amostras soldadas apresentaram resistência à tração menor do que o material “como recebido”. O menor valor de resistência ocorreu para o menor valor de aporte térmico, 15,58 kJ/s. A fratura das amostras nos ensaios de tração inicia-se no metal de base e penetra em direção à zona soldada. Ocorre então a ruptura da amostra que tem resistência menor do que o material “como recebido”.

Se por um lado a resistência aumenta com o aumento do aporte térmico, por outro a resistência ao impacto diminui. Os autores atribuem esses valores à diminuição do volume da fase austenita. Resultados semelhantes com relação à tenacidade em soldas por atrito com AID UNS S32205 também foram apontados por Ajith *et. al.* (2014).

Figura 27. Gráfico comparativo da resistência ao impacto (Charpy V), para aço AID's soldados em diferentes processos.



Fonte: (Mohammed et. al. 2015). Adaptado.

Esse fato pode estar atribuído à ausência de deformação plástica a -196°C e, por esse motivo, nenhuma transformação da austenita para martensita induzida por deformação é

registrada. Ajith *et. al.*, observam ainda que o mecanismo de deformação do AID consiste de muitos fatores, incluindo a geração de defeitos por falha de empilhamento, a transformação da martensita induzida pela deformação plástica e a deformação da fase ferrita. A -196°C , as soldas obtidas por atrito passam de uma condição metaestável experimentando uma transformação parcial em martensita durante a deformação plástica. Outros trabalhos nessa área apontam evidências de transformação martensítica na região de deformação plástica na ponta de trincas de amostras CT (*compact tension*) em aços austeníticos sob temperaturas criogênicas tão baixas como as verificadas em nitrogênio líquido (Y. Shindo, Narita, Suzuki, & Shindo, 2010; Yasuhide Shindo, Yamaguchi, & Horiguchi, 2004).

A ferrita, que possui uma estrutura cúbica de corpo centrado, tem sua tensão de escoamento em função da temperatura e ela aumenta à medida que a temperatura diminui motivada pelo tensionamento da estrutura cristalina e a fixação das discordâncias móveis provocadas pelos átomos intersticiais de carbono e nitrogênio. Por outro lado, a tensão de fratura por clivagem da ferrita não é uma função da temperatura e é controlada por parâmetros microestruturais, tais como tamanho de grão e densidade de discordâncias.

Tanto Mohammed *et. al.*, (2015), como Ajith *et. al.* (2014), verificaram que ocorre refinamento de grão na zona parcialmente deformada que ocasiona aumento na dureza e na resistência mecânica. Na zona soldada ocorre diminuição da dureza em relação ao material base.

Enquanto o trabalho de Mohammed *et. al.*, (2015), registrou na região de solda um aumento no teor de ferrita com relação ao teor de austenita, Ajith *et. al.* (2014), registraram fração de volumes iguais para as duas fases.

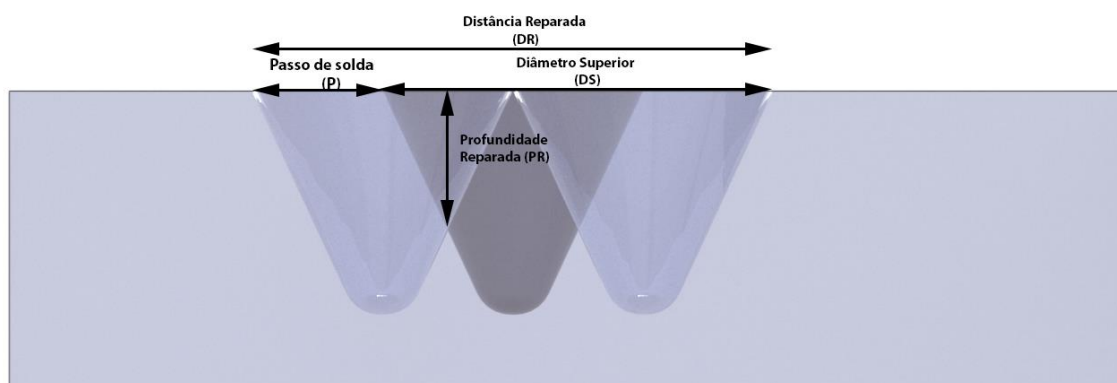
2.5 Considerações relacionadas ao passo de soldagem (P) na solda SCF

Por análise da distância entre os passos de soldagens, verifica-se que quanto menor o passo maior será a influência térmica do sobrepasso (ou passo posterior) na região já soldada. Esse fato, dependendo do material, pode causar novas transformações de fase e alterações microestruturais modificando a região de solda entre uma soldagem e outra. A diminuição do passo de solda acarreta, também, a diminuição da distância reparada tanto na superfície quanto na base do furo exigindo, portanto, maior quantidade de furos usinados e mais tempo de processamento para atender o reparo de uma trinca longa. Isso gera um aumento dos custos de reparo. Por outro lado, quanto menor o passo, maior será a profundidade alcançada para o reparo de trinca. O passo de soldagem está, portanto, diretamente relacionado com a profundidade de trinca a ser atendida através da interseção entre os dois furos cônicos subsequentes.

A figura 28 mostra uma vista em corte indicando o local onde ocorre a interseção entre dois furos subsequentes em SCF. A distância da superfície até o local de interseção determina a profundidade máxima de trinca que esse passo de soldagem pode reparar.

Há que se considerar ainda que o corte central no sentido longitudinal revela apenas a região de maior profundidade alcançada. Como o furo é cônico, essas distâncias diminuem da região central para a periferia do furo.

Figura 28. Vista lateral mostrando o passo de solda (P) dada em função do diâmetro superior do furo (DS), a distância reparada na superfície (DR) e a profundidade reparada (PR) após 3 passos de soldagem



Fonte: (Autor).

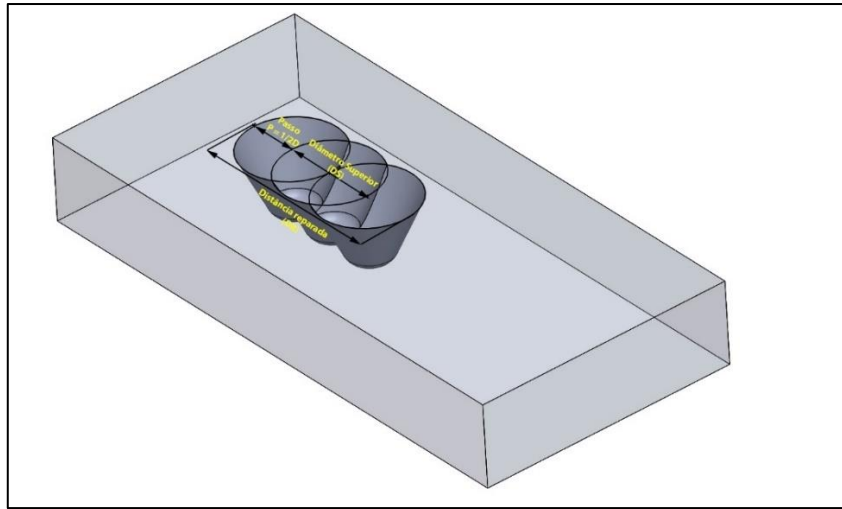
Portanto, a escolha do passo de soldagem a ser utilizado no reparo depende:

- Do comprimento e da profundidade da trinca a ser reparada;
- Das dimensões e características geométricas do furo a ser preenchido pelo pino e;
- Do aporte térmico inserido no processo, fato que pode modificar o tamanho e a forma do furo original, uma vez que o intenso calor inserido no processo provoca deformações plásticas na região.

Para efeitos didáticos, nesse trabalho o passo de soldagem é considerado em função do diâmetro superior do furo cônico, conforme será explicado no capítulo referente aos procedimentos experimentais.

A figura 29 indica de forma esquemática o passo de soldagem em função do diâmetro superior do furo cônico ($P = 1/2D$).

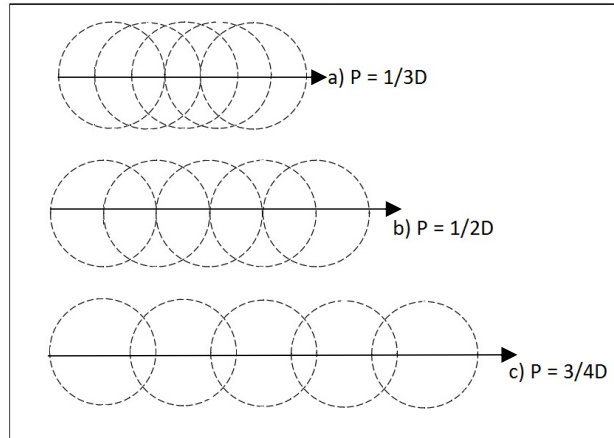
Figura 29. Distância reparada após 3 soldagens para um passo de soldagem $P = 1/2D$.



Fonte: (Autor).

A figura 30 mostra a distância de reparo teórica (considerando somente a usinagem dos furos), obtida após 5 soldagens, verificadas para os três diferentes passos adotados nesse experimento.

Figura 30. Distância de reparo após 5 soldagens para a) $P = 1/3D$; b) $P = 1/2D$ e c) $P = 1/3D$.



Fonte: (Autor).

Adotando o diâmetro superior do furo cônico realizado para o reparo como medida padrão do passo é possível adotar a equação 11 que relaciona o comprimento da trinca a ser reparada com a quantidade de furos a serem usinados.

$$x = D + (N_{us} - 1) \cdot P \quad [\text{Equação 11}]$$

ou

$$N_{us} = \frac{(x-D)}{P} + 1 \quad [\text{Equação 12}]$$

onde:

x = Comprimento da trinca a ser reparada;

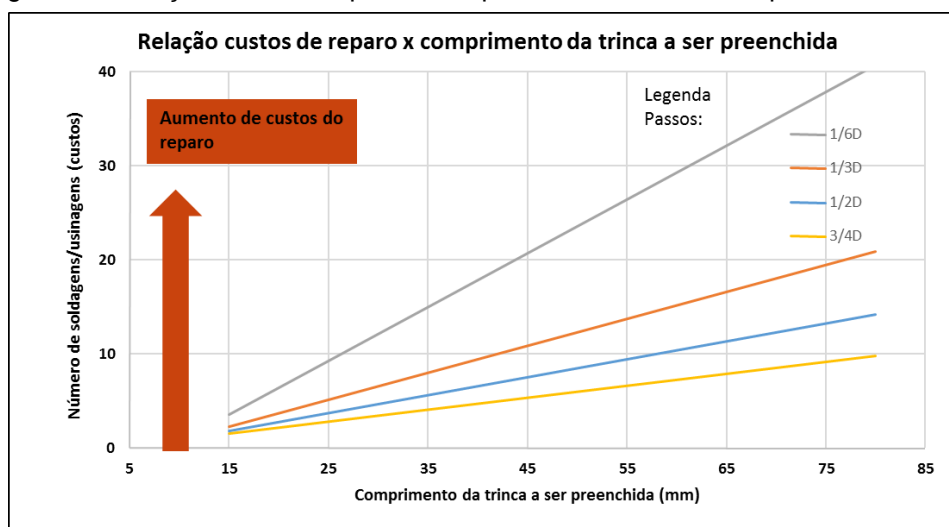
D = Diâmetro superior do furo cônico;

Nus = quantidade de furos usinados realizados e;

P = passo de soldagem.

A figura 31 mostra o aumento do custo do reparo em função do passo de soldagem de acordo com a equação 11.

Figura 31. Relação custo de reparo x comprimento de trinca a ser preenchida.



Fonte: (Autor).

3. Procedimento Experimental

A resistência mecânica de uma junta de solda pino/base em AID UNS S31803 produzida por SFPC foi avaliada através de ensaios de microtração e microdureza. Em todas as soldas produzidas, os parâmetros operacionais e parâmetros de geometria foram mantidos como constantes visando manter em todos os casos o mesmo aporte térmico.

A avaliação da resistência ao impacto foi verificada por meio de ensaio Charpy V. A caracterização metalúrgica foi realizada em microscopia ótica (MO).

Juntas de solda do mesmo material foram produzidas por SCF para análise da resistência mecânica mantendo-se os mesmos parâmetros de operacionais e de geometria. Três passos de soldagem foram avaliados, quais sejam: 1/3D, 1/2D e 3/4D. O objetivo desse experimento foi o de verificar a influência térmica do sobrepasso de soldagem nas propriedades mecânicas e na microestrutura.

3.4 Fluxograma da metodologia

A figura 32 mostra um fluxograma indicando os passos realizados nesse trabalho.

A primeira etapa foi denominada de pré-projeto onde foi realizado ensaios diversos para determinação da melhor geometria a ser utilizada no projeto e a definição dos melhores parâmetros de soldagem buscando encontrar uma junta de solda livre de defeitos de soldagem.

A partir dessas definições, foram realizadas as demais etapas, mantendo-se constante, em todas as soldagens, a geometria do pino e do furo e os parâmetros de soldagem pré-determinados.

Na etapa 2, para verificar a influência do ciclo térmico, foram realizadas soldas em bases com espessuras de 12 mm em cujas amostras foram inseridos termopares tipo K em posições próximas a zona termomecanicamente afetada (ZTMA). As análises metalográficas para a caracterização metalúrgica foram realizadas após as soldagens na etapa 3.

Na etapa seguinte, soldagens foram realizadas em bases quadradas de espessura de 12 mm visando a extração dos corpos de prova para os ensaios de microtração.

A etapa 5, bases retangulares com espessura de 12 mm foram soldadas para extração dos corpos de prova para ensaios Charpy.

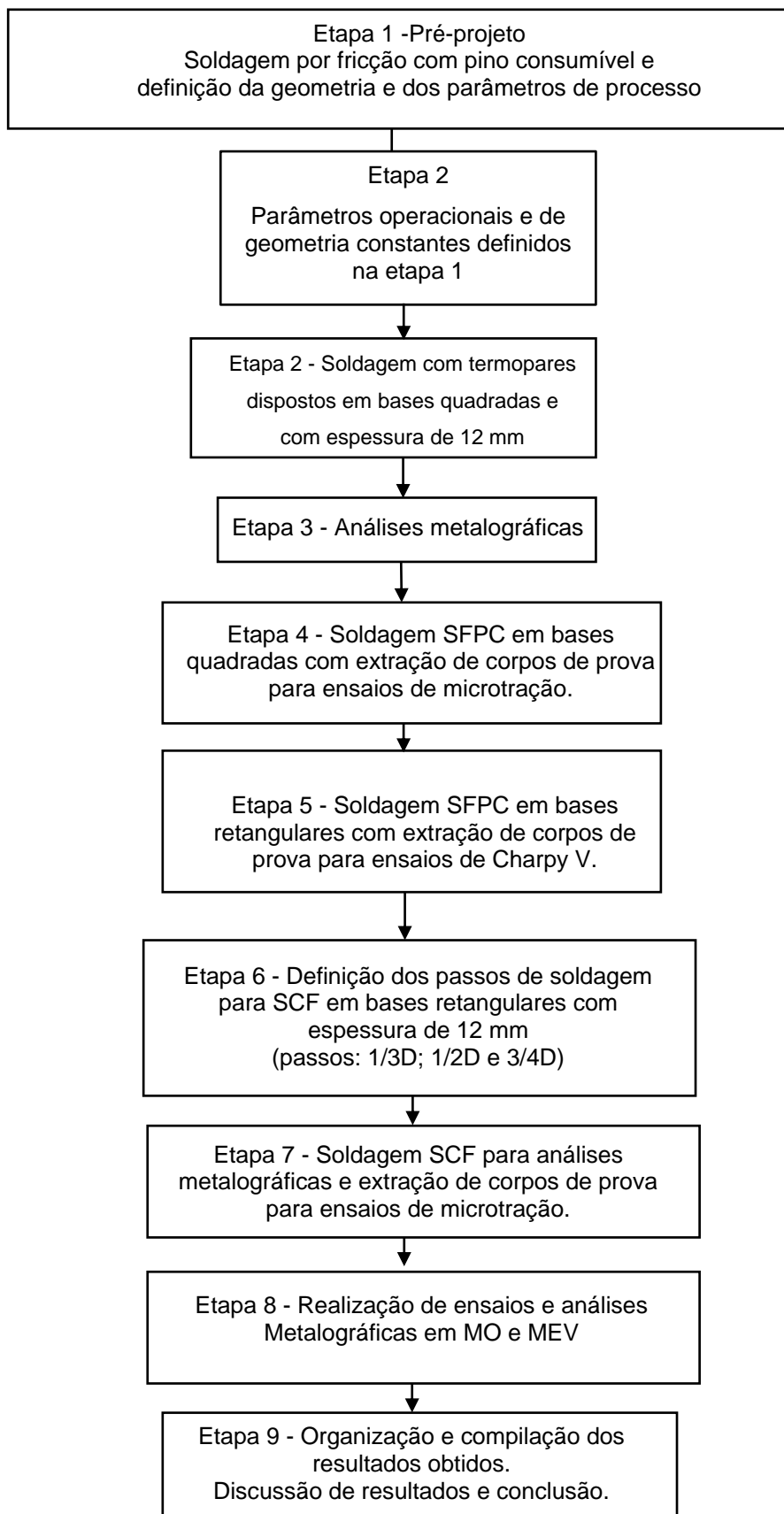
Nesse trabalho o passo de soldagem foi determinado em função do diâmetro superior do furo cônico. Na etapa 6 foi definido os passos de soldagem costura por fricção, quais sejam: 1/3D; 1/2D e 3/4D.

Já na etapa 7 foram realizadas as soldagens SCF das amostras para extração de corpos de prova e realização de ensaios de microtração.

A etapa 8 é a etapa de realização dos ensaios mecânicos e metalográficos.

A última etapa foi a de compilação, análise e discussão dos resultados.

Figura 32. Fluxograma mostrando os passos seguidos para realização do trabalho de pesquisa.

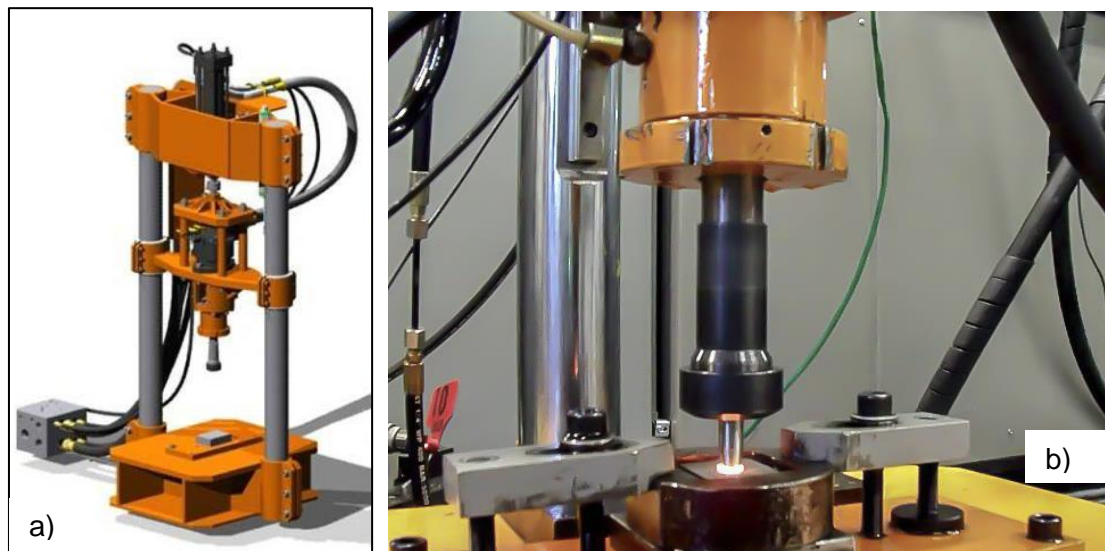


Fonte: (Autor).

3.5 Máquina de soldagem

As soldagens foram realizadas em uma máquina de soldagem por fricção desenvolvida pelo Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF-UFRGS), conforme mostra a figura 33. A tabela 6 resume as características e capacidade da máquina. (López, 2010).

Figura 33. Máquina de soldagem por fricção MSA 50 desenvolvida no Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS



Fonte: a) (López, 2010); b) (Autor).

Tabela 6. Características e capacidade da máquina de solda MSA50. (López, 2010).

Acionamento	Direto
Força Axial	± 50 kN
Velocidade de rotação	0 ~ 8.100 rpm
Torque	50 Nm
Potência	32 kW

3.6 Determinação da Geometria e dos parâmetros de processo de soldagem (Pré-projeto)

Com base em diversos estudos realizados sobre a influência da geometria (Jardim, 2007; Meyer, 2003; Pires R. R., 2006; Pires, 2007), foram sugeridas três diferentes geometrias de pino e furo (G1, G2 e G3), para os testes iniciais. As mesmas estão representadas na figura 34.

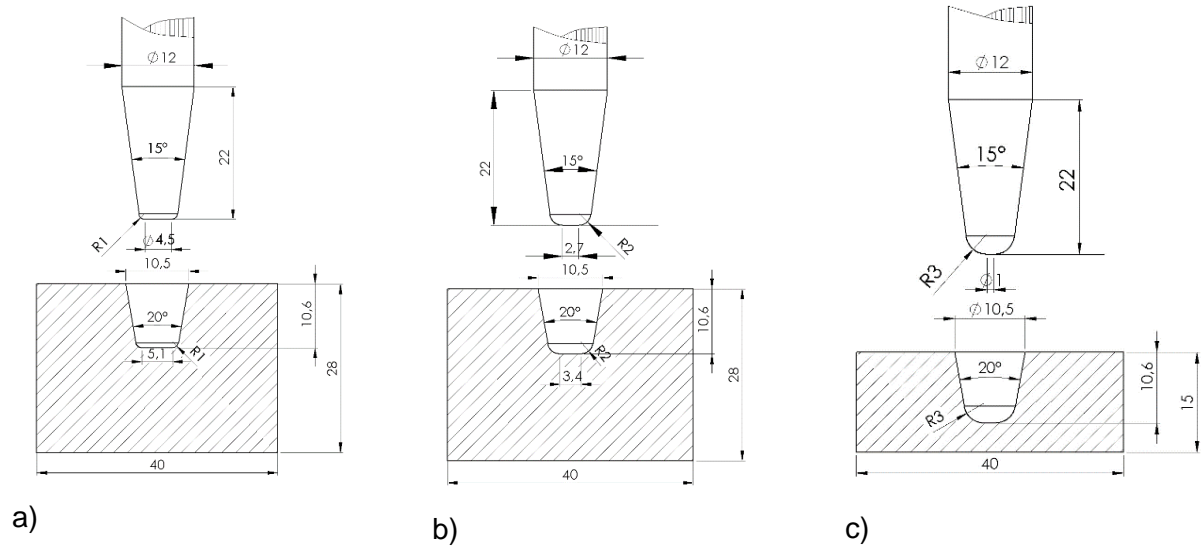
Primeiramente foram realizados três testes de soldagem com as geometrias G1 e G2, totalizando seis soldagens e, adicionalmente, um teste foi realizado com a geometria G3.

Os parâmetros de operação utilizados para os testes de 1 a 7 são mostrados na tabela 7

Após soldagem, as amostras foram submetidas à análise de defeitos e realização de metalografias. Os resultados indicaram que os defeitos diminuiram em proporção com o aumento da força axial, a geometria se aproximou de um perfil cônico e a espessura da base diminuiu. Por esses motivos, a geometria G4 da figura 35 foi soldada de acordo com os parâmetros

operacionais indicados na tabela 8. Com relação a G3, as alterações realizadas em G4 ocorreram no comprimento do cone do pino, na profundidade do furo e na espessura da base

Figura 34. Testes iniciais de SFPC em aços AID UNS S31803. Geometrias testadas preliminarmente. a) G1; b) G2 e c) G3. (Medidas em milímetros).

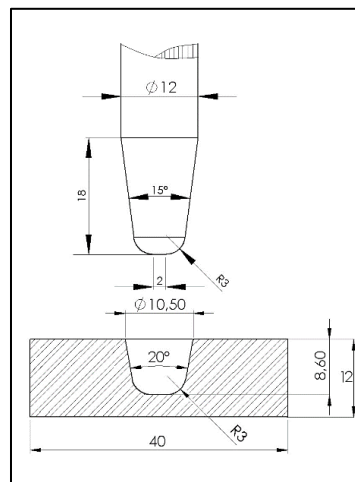


Fonte: (Autor).

Tabela 7. Parâmetros operacionais utilizados nas soldagens iniciais.

Nº teste	Geometria	Força axial (kN)	RPM	Taxa de compressão (kN/s)	Burn-off (mm)
Teste 1	G1	18	7000	4	6
Teste 2	G1	18	7000	1	12
Teste 3	G1	18	3000	1	12
Teste 4	G2	10	5000	1	8
Teste 5	G2	5	5000	0,5	6
Teste 6	G2	2,5	5000	0,2	6
Teste 7	G3	25	7000	25	10

Figura 35. Geometria G4 utilizada após análises dos pré-testes. (Medidas em milímetros).



Fonte: (Autor).

Tabela 8. Parâmetros operacionais utilizados nas soldagens com a geometria G4.

Nº teste	Força axial (kN)	RPM	Taxa de compressão (kN/s)	Burn-off (mm)
Teste 8	25	7000	50	8
Teste 9	25	7000	75	8

3.7 Obtenção de ciclos térmicos

Definida a melhor geometria e os melhores parâmetros operacionais, foram iniciadas as etapas posteriores desse projeto.

Para o registro da variação da temperatura durante o processo de soldagem foi utilizado bases quadradas com espessuras de 12 mm. Uma placa de aquisição de dados da marca Lynx modelo ADS-500 foi empregada para a coleta das informações.

Foram então usinados furos na base para inserção dos termopares tipo K e esses acoplados à placa de aquisição de dados.

Os critérios para definição da profundidade dos furos e da região de leitura do ciclo térmico levaram em conta as observações das análises metalográficas obtidas das amostras soldadas durante a etapa de pré-projeto.

O posicionamento escolhido visou a obtenção da leitura da variação da temperatura próxima à zona termomecanicamente afetada.

Nesse trabalho dois métodos de fixação dos termopares nas bases foram avaliados a partir de informações extraídas da literatura técnica (Diehl, 2013). Adotou-se a denominação de “método A” e “método B”. No método A as pontas dos fios do termopar são enroladas formando uma ponta única que é inserida no furo e unida à base através de solda capacitiva. No “método B” as pontas simples são inseridas em furos separados e soldados com solda capacitiva. A quantidade de experimentos realizados nessa etapa está indicada na tabela 9.

Tabela 9. Quantidade de experimentos realizados para análise térmica.

<i>Amostra/método</i>	<i>Quantidade de experimentos</i>
BQ12 / método A	7
BQ12 / método B	2

A tabela 10 mostra as vistas das bases com as respectivas posições e dimensões dos furos usinados. A tabela 11 ilustra a diferença entre os dois métodos.

O termopar posicionado na posição de leitura mais próxima da superfície foi denominado de TS (termopar superior), enquanto que o termopar localizado na posição de leitura mais abaixo foi designado de TI (termopar inferior). Uma manta térmica refratária com 1" de espessura e 64kg/m³, capaz de suportar temperaturas até 1200°C para separar a junta de solda e o corpo da máquina foi providenciada.

Tabela 10. Posicionamento dos termopares tipo K para obtenção de ciclos térmicos de soldagem. (medidas em milímetros).

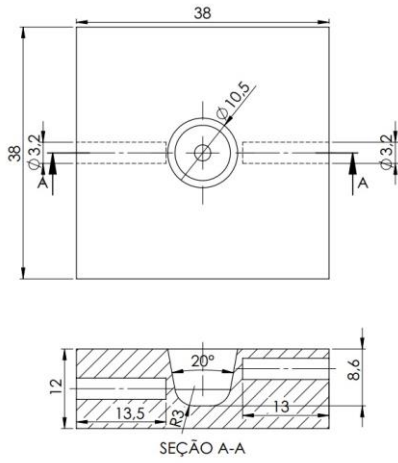
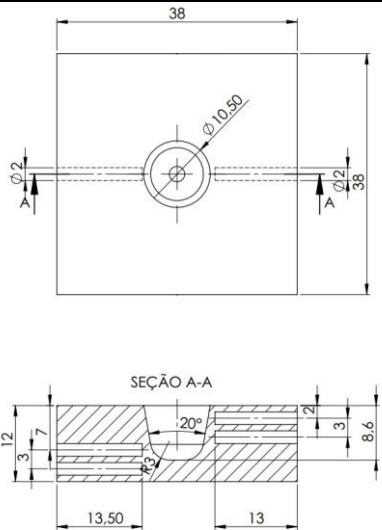
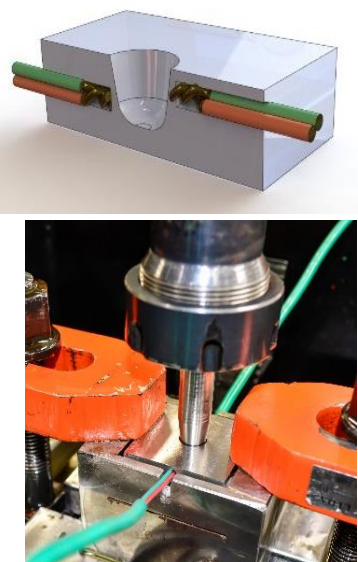
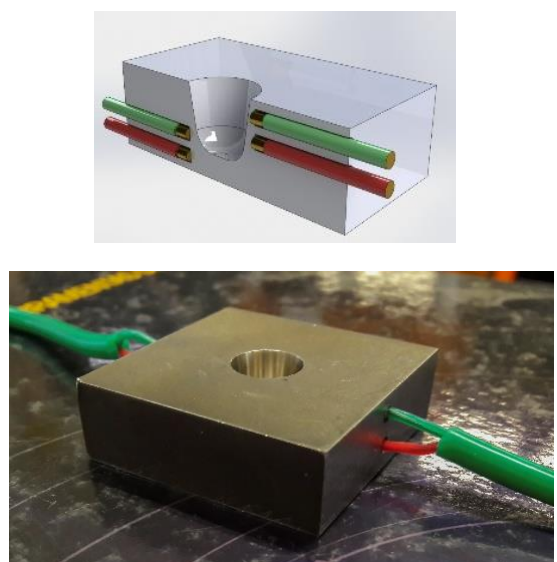
(Método A)	(Método B)
 <p>Vistas</p>	 <p>Vistas</p>

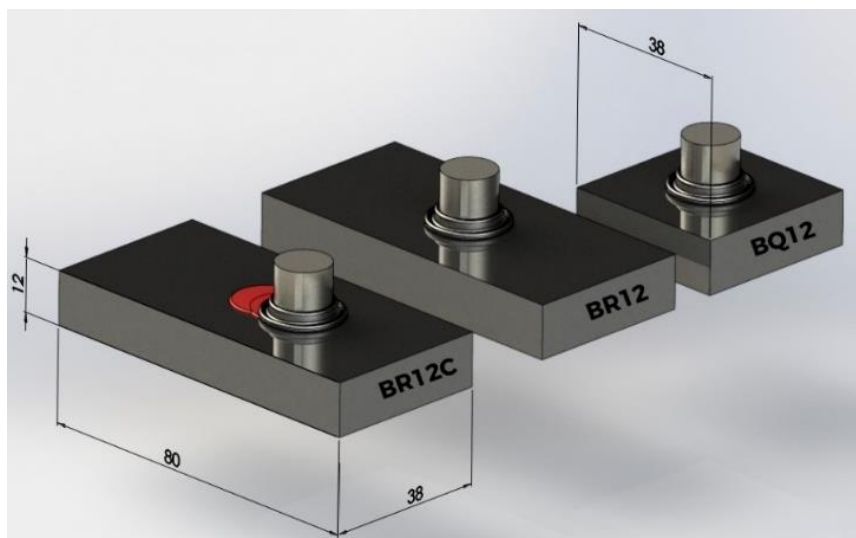
Tabela 11. Métodos de inserção dos termopares adotados nesse trabalho de pesquisa. (Esquemático).

Método A	Método B
	

3.8 Ensaios mecânicos

Pinos e bases com seções quadradas (38 mm x 38 mm) e retangulares (80 x 38 mm), do aço em estudo foram confeccionadas para soldagem SFPC. A figura 36 mostra os tipos de junta produzidas para esse estudo. Para identificação das amostras são utilizadas nesse trabalho as seguintes nomenclaturas: BQ12 para bases com seção quadrada e espessura de 12mm, BR12 para as bases com seção retangular e espessura de 12mm e BR12C para as bases retangulares de espessura 12mm destinadas aos experimentos com SCF.

Figura 36. Bases retangulares e quadradas utilizadas nos experimentos para soldagem SFPC e SCF. (Medidas em milímetros).



Fonte: (Autor).

Os parâmetros operacionais de soldagem e de geometria adotados para todas as amostras são constantes e foram definidas na primeira etapa de pré-projeto. Os mesmos estão apresentados no capítulo 4 como resultados das soldagens e relacionados com o tempo de processo. (Figura 47 e tabela 15).

3.8.1 Ensaios de microtração

Foi produzida 1 (uma) junta de solda SFPC BQ12 para extração dos corpos de prova para ensaios de microtração. As amostras foram cortadas longitudinalmente no centro. De cada metade da junta foram extraídos dois corpos de prova de microtração posicionados conforme as figuras 37, totalizando 4 corpos de prova para cada condição.

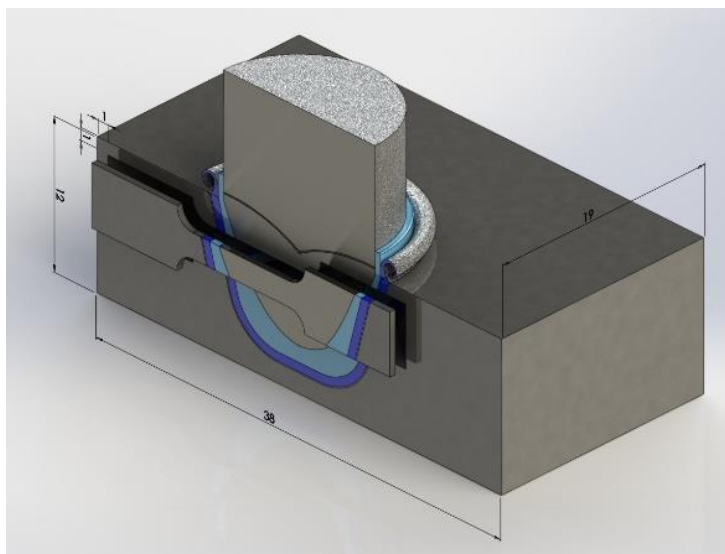
Como critério para determinação da posição de extração dos corpos de prova procurou-se manter as regiões mais críticas (ZTMA), dentro da área útil da amostra. Dessa forma, a posição de extração em BQ12 está deslocada em relação ao centro da junta de solda, conforme mostra a figura 37.

A posição de extração dos corpos de prova em SCF procurou manter centralizado o corpo de prova com relação a junta soldada visando deixar dentro da área útil as zonas de transições quais sejam: Zona termicamente afetada, zona termomecanicamente afetada e zona de mistura (ZTA, ZTMA e ZM).

A figura 38 indica, de forma esquemática, a extração dos corpos de prova para SCF.

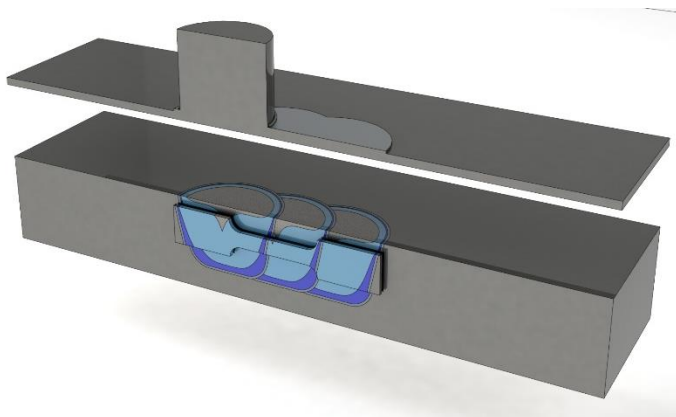
Foram testados 4 corpos de prova para cada situação de estudo, conforme está indicado na tabela 12.

Figura 37. Posição de extração dos corpos de prova para ensaios de microtração em soldagem SFPC. (Medidas em milímetros).



Fonte: (Autor).

Figura 38. Esquema de extração dos corpos de prova para ensaios de microtração em soldagem SCF.



Fonte: (Autor).

Tabela 12. Descrição e nomenclatura utilizada para as amostras avaliadas nos ensaios de microtração.

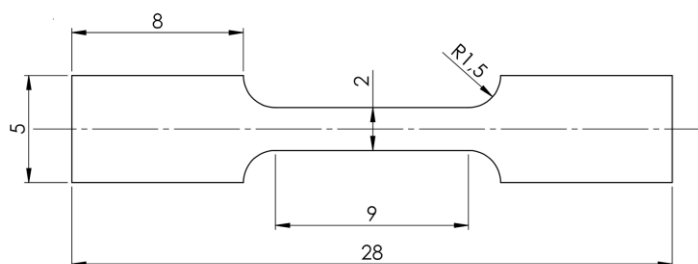
Condição	Descrição	Nomenclatura	Quantidade
1	Amostra como recebida (sentido largura)	MB (larg.)	4
2	Amostra como recebida (sentido largura)	MB (compr.)	4
3	SFPC em base quadrada de 12 mm	BQ12-SFPC	4
4	SCF (passo 1/3D)	SCF (P1/3D)	4
5	SCF (passo 1/2D)	SCF (P1/2D)	4
6	SCF (passo 3/4D)	SCF (P3/4D)	4

As dimensões do corpo de prova para ensaios de tração estão indicadas na figura 39.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina servo-hidráulica, marca MTS, modelo 810, com uma célula de carga de 10 kN em tração e compressão indicada na figura 40. Foi utilizado um extensômetro a laser marca MTS, modelo LX500. A taxa de deslocamento da

máquina foi de 0,5 mm/min e a base de medida (L_0) para a determinação do alongamento foi de 6 mm.

Figura 39. Dimensões do corpo de prova em milímetros para ensaios de microtração.



Fonte: (Autor).

Figura 40. a) Máquina MTS com extensômetro a laser utilizada para ensaio de tração, b) fixação do corpo de prova nas garras da máquina e c) fim do ensaio com rompimento do corpo de prova e leitura do deslocamento pelo laser



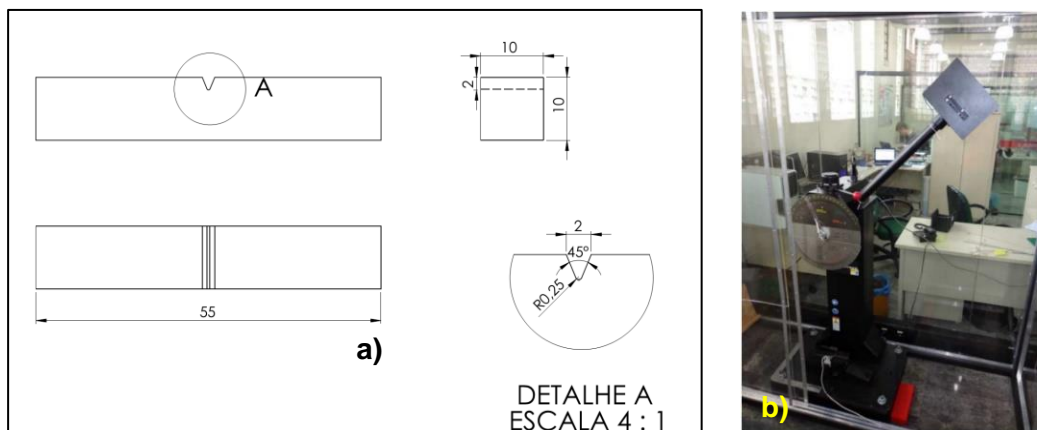
Fonte: (Autor).

3.8.2 Ensaios de Impacto Charpy

Para verificar a resistência ao impacto das soldas, foram extraídos corpos de prova de impacto Charpy das juntas de solda produzidas por SFPC em bases BR12. As dimensões do corpo de prova Charpy V e as condições de ensaio foram definidas conforme a norma ASTM E23. Os corpos de prova foram extraídos de acordo com as dimensões do tipo A especificados pela norma supracitada (figura 41a). Foram testados 4 corpos de prova BR12-SFPC, incluindo também a condição do material “como recebido” para efeitos de comparação. Foi adotado como critério de qualificação da solda a norma ASTM A923 - prática B, que tem como exigência mínima uma absorção de energia de 54 J para a junta submetida ao ensaio sob uma temperatura de - 40°C. Os ensaios Charpy foram realizados somente quando todas as amostras, mergulhadas numa mistura álcool com gelo seco, permaneceram por 15 minutos na temperatura de - 40°C. A

máquina de ensaio Charpy utilizada para os ensaios é da marca Instron modelo SI – 1D3 mostrada na figura 41b.

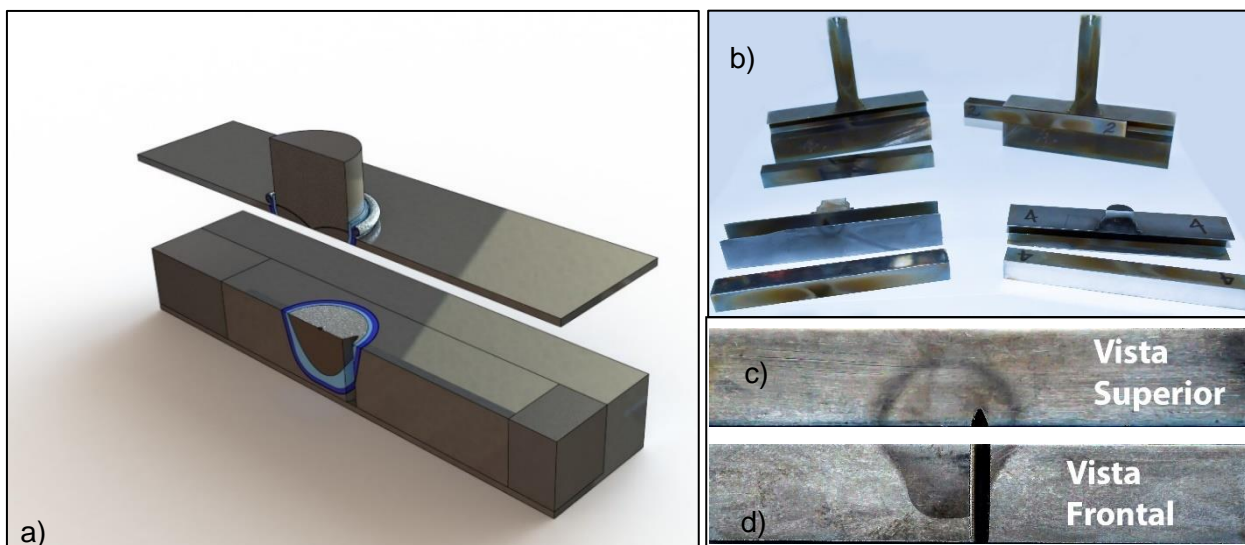
Figura 41. a) Dimensões em milímetros do corpo de prova Charpy tipo A. (Norma ASTM E23). b) Máquina de ensaio de impacto utilizada nos ensaios.



Fonte: (Autor).

Como critério de determinação da posição de extração dos corpos de prova Charpy, procurou-se manter o entalhe em “v” cruzando as zonas ZTA, ZTMA e ZM, regiões as quais ocorrem as transformações microestruturais que podem fragilizar a junta de solda. Esse também foi o método adotado nos trabalhos de Cui, L. *et. al.* (2014) e Li, S., *et. al.*; (2016). A figura 42 mostra o detalhe da extração do CP e o posicionamento do entalhe na região de solda.

Figura 42. a) Esquema de extração do corpo de prova Charpy para ensaios de resistência ao impacto; b) extração dos prismas em bases BR12-SFPC e BR28-SFPC; c e d) Corpo de prova mostrando detalhe do entalhe cruzando as regiões críticas (vistas Superior e Lateral da solda).

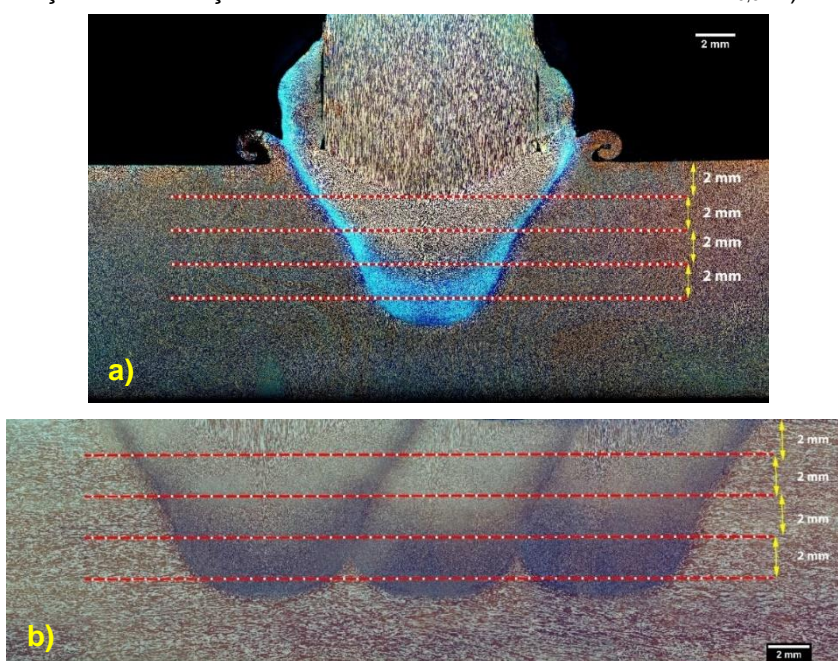


Fonte: (Autor).

3.9 Perfis de microdureza

Para o ensaio de microdureza Vickers (HV), foram realizados perfis de microdureza com carga de 0,5 kgf e distância entre indentações de 0,2 mm em uma macrografia da junta de solda. Os perfis iniciaram-se na junta partindo do lado esquerdo do metal base, cruzando a região de solda no furo até o lado direito do metal base. O perfil superior foi realizado à 2 mm abaixo da superfície da base, e a distância entre cada linha de perfil foi de 2 mm, sendo realizadas 4 linhas de perfis de dureza tanto para a amostra SFPC como para SCF em todos os passos de soldagem avaliados: 1/3D; 1/2D e 3/4D. As figuras 43a e 43b mostram os locais onde foram realizados esses perfis de dureza.

Figura 43. Posição de realização das leituras de microdureza Vickers HV_{0,5}. a) SFPC e b) SCF



4. Resultados e Discussão

4.1 Material

A tabela 13 apresenta a composição química do aço inoxidável duplex comercial UNS S31803 recebido para confecção dos pinos e das bases e também a composição de referência, conforme designação ASTM A995/A995M-12^a, para efeitos de comparação.

Tabela 13. Composição química do material “como recebido”. (Média de 3 medições).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Co	Cu	Nb	V	W	N	Fe
Pino	0,025	0,56	1,45	0,02	<0,004	22,96	2,72	5,09	0,04	0,08	0,02	0,07	0,08	0,20	66,75
Base	0,024	0,52	1,64	0,02	0,0026	22,87	3,16	4,73	0,05	0,18	0,02	0,07	0,09	0,19	66,89
Referência	Max: 0,03	1,0	1,5	Max: 0,04	Max: 0,02	21 a 23,5	2,5 a 3,5	4,5 a 6,5	X*x	Max: 1,0	*	*	*	0,1 a 0,3	*

Nota: *Não específica

Cálculo do PRE (Pitting Resistance Equivalent):

Equação utilizada: $PRE_N = \%Cr + 3,3\%Mo + 30\%N$

Pino:

$PRE_N = 37,96$

Base:

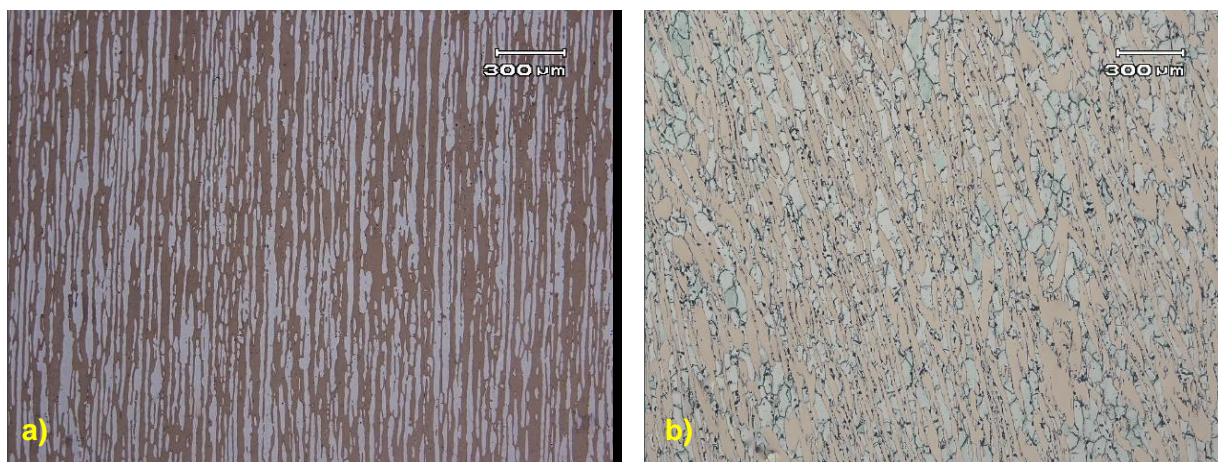
$PRE_N = 39,08$

4.2 Análise microestrutural do material base (como recebido)

A microestrutura típica do material base “como recebido” (MB), é mostrado na figura 44.

Para a determinação do teor de ferrita as amostras foram preparadas para observação metalográfica através de embutimento em resina termofixa, lixamento e polimento. Em seguida, para revelação da microestrutura, foi realizado ataque eletroquímico com o reagente 40% KOH + H₂O com tensão de 2V e baixa corrente. Após o ataque químico, a observação microestrutural foi efetuada através de Microscopia Ótica (MO), utilizando-se um microscópio marca Olympus, modelo BX 51M com as micrografias obtidas através de câmera digital acoplada ao microscópio.

Figura 44. Metalografia do aço UNS S31803 “como recebido”. a) Seção longitudinal do pino e b). Seção longitudinal da barra. Estrutura bifásica de grãos alongados das fases ferrita e austenita.



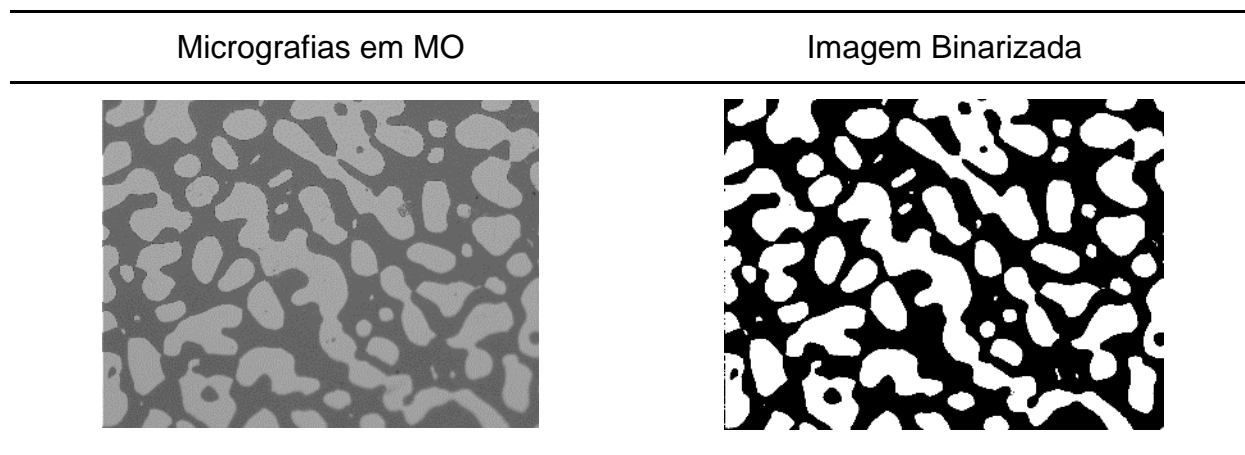
Fonte: (Autor).

Para determinação da porcentagem de ferrita seguiu-se as normas ASTM E562-11 “Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count”, que referencia a norma ASTM E1245 “Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent of Metals by Automatic Image Analysis”.

Foram obtidas 5 micrografias e a seguir analisadas no aplicativo ImageJ (Versão 1.46r) para a contagem do percentual de ferrita segundo o procedimento acima citado.

A figura 45 mostra uma das 5 amostras utilizadas nesse procedimento.

Figura 45. Micrografia obtida em MO e obtenção de imagem binarizada para determinação da quantidade de fase ferrita.



Fonte: (Autor).

A tabela 14 mostra os resultados finais dessa análise.

Tabela 14. Resultados finais da análise de percentual de ferrita nas amostras “como recebido”.

Material	% Ferrita (média)	Desvio padrão
Base	49,69%	1,59
Pino (sentido transversal)	55,01%	2,05
Pino (sentido Longitudinal)	49,93%	0,40

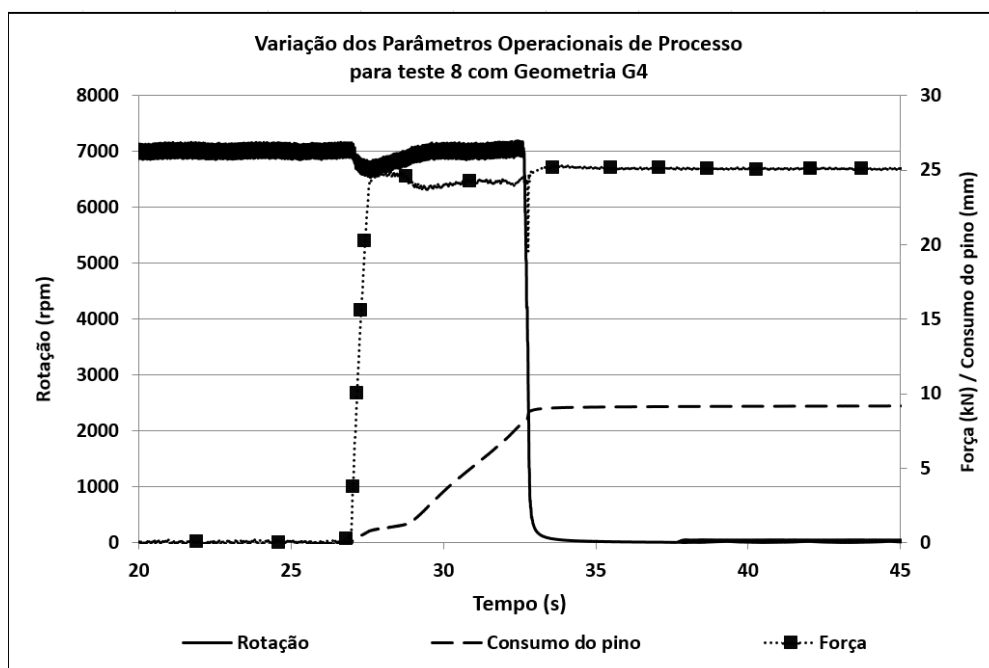
O teor de ferrita encontrado na média das amostras apresentou-se dentro dos teores recomendados (35 a 55% de ferrita).

Os resultados obtidos nesse pré-projeto de determinação da melhor geometria e dos melhores parâmetros de processo foram apresentados em forma de artigo no XLI Congresso Nacional de Soldagem (Martinazzi *et. al.*, 2015).

4.3 Soldagem com Geometria G4

A figura 46 mostra a variação dos parâmetros operacionais com o tempo observados durante o processo soldagem para a geometria escolhida G4.

Figura 46. Variação dos parâmetros operacionais com o tempo obtido do teste 8 com a geometria G4.



Fonte:(Autor).

4.3 Soldagem SFPC BQ12

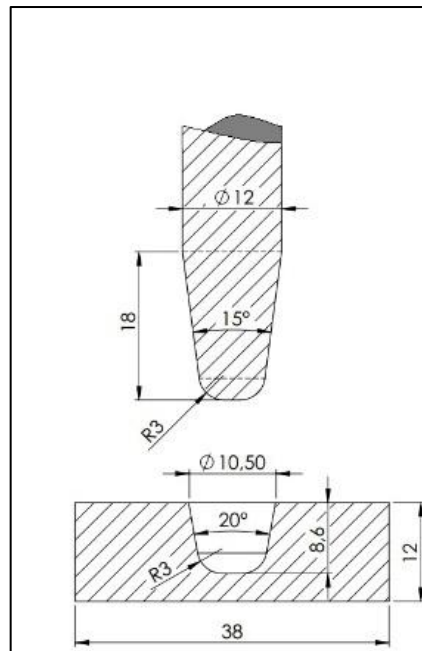
Os parâmetros operacionais adotados em todos os processos de soldagem realizados foram definidos na etapa de pré-projeto e são mostrados na tabela 15. A perfil da geometria do pino e do furo estão apresentados na figura 47.

Tabela 15. Parâmetros operacionais adotados nos processos de soldagem/reparo nos experimentos realizados nesse trabalho.

Parâmetros	Valor
Rotações por minuto	7.000 rpm
Força axial	25 kN
Consumo do pino (burn-off)	8 mm
Recalque (forjamento)	25 kN (por 15 segundos)
Taxa de carregamento	25 kN/s

O objetivo em manter constantes todos os parâmetros foi o de garantir o mesmo aporte térmico durante a soldagem em todos os experimentos. Uma variável importante para o aporte térmico é o tempo de soldagem que pode ser extraído dos gráficos que mostram a variação dos parâmetros operacionais em relação ao tempo.

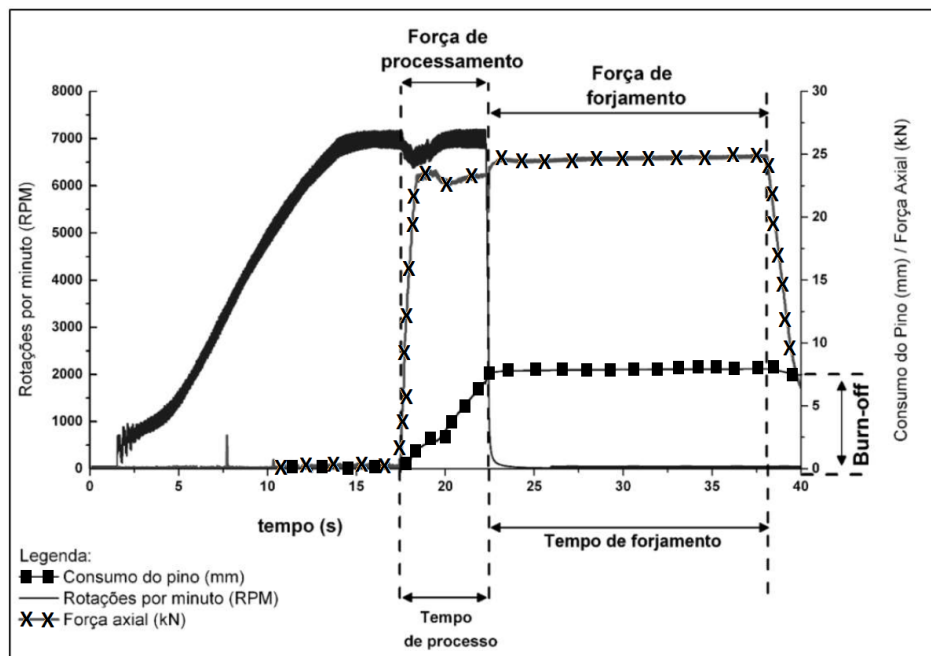
Figura 47. Perfil da geometria do pino e do furo.



Fonte: (Autor).

A figura 48 mostra o gráfico extraído da soldagem realizada com BQ12 indicando a variação dos parâmetros operacionais com o tempo.

Figura 48. Gráfico mostrando a variação dos parâmetros operacionais com o tempo.



Fonte: (Autor).

A tabela 16 indica os tempos de processo obtidos nos experimentos realizados para realização da análise térmica em amostras BQ12.

Tabela 16. Tempo de processo nos experimentos realizados para análise térmica BQ12 método A e B (experimentos válidos).

Experimento	Início do processo (s)	Fim de processo (s)	Tempo de processo (s)
1	21,8	26,8	5
2	20,4	25,8	5,4
3	17,5	22,8	5,3
4	27,9	34,4	6,5
5	16,17	22,1	5,93
6	22,6	28,4	5,8
7	23,2	28,6	5,4
Tempo médio			5,61
Desvio Padrão			0,49
Menor			5
Maior			6,5

4.4 Análise térmica

4.4.1 Método A

A inserção dos termopares dentro da base através do método A (ponta dos fios enrolados), apresentou diversas dificuldades e erros durante a obtenção dos ciclos térmicos de soldagem. O erro observado nas leituras foi derivado de inúmeros fatores que vão desde a imprecisão das medidas de profundidade na usinagem dos furos, erros de posicionamento dos termopares durante solda capacitiva, baixa qualidade da solda capacitiva (que provocaram o seu rompimento), presença de rebarbas provenientes da usinagem, entre outros motivos.

Dos sete (7) experimentos realizados pelo método “A”, apenas dois puderam ser considerados válidos. Para esses, a leitura da temperatura ocorreu sem perda de sinal do termopar pela placa de aquisição de dados.

Por conta da imprecisão dessas medidas, os resultados obtidos servem como referência para uma discussão apenas qualitativa. É importante ressaltar que a posição inicial dos termopares acaba sendo alterada pela deformação plástica e material aquecido que flui para dentro dos furos empurrando a ponta do termopar.

Os dados obtidos da placa de aquisição geraram gráficos dos ciclos térmicos. Da análise dos dados e gráficos foram extraídos os picos de temperaturas e as taxas de resfriamento considerando os intervalos críticos ΔT_{300}^{700} e ΔT_{500}^{800} . A tabela 19 mostra os resultados obtidos nos experimentos para os termopares que foram dispostos conforme o método A.

Tabela 17. Resumo dos resultados extraídos dos ciclos térmicos obtidos através do método A.

Resumo dos resultados						
Método A						
Experimentos (válidos)	Espessura (mm)	Posição termopar	Pico de temperatura (°C)	Taxa de resfriamento $\Delta T_{300}^{T.pico}$	Taxa de resfriamento ΔT_{300}^{700}	Taxa de resfriamento ΔT_{500}^{800} ou ΔT_{500}^{pico}
1	12 mm	TS1	687 °C	$\Delta T_{300}^{686} = 15,34$ °C/s	*	$\Delta T_{500}^{686} = 40,58$ °C/s **
		TI2	728 °C	$\Delta T_{300}^{727} = 16,21$ °C/s	15,56 °C/s	$\Delta T_{500}^{727} = 43$ °C/s **
2	12 mm	TS2	766 °C	$\Delta T_{300}^{766} = 14,66$ °C/s	13,07 °C/s	$\Delta T_{500}^{766} = 44,34$ °C/s **
		TI2	787 °C	$\Delta T_{300}^{787} = 14,54$ °C/s	12,50 °C/s	$\Delta T_{500}^{787} = 40,43$ °C/s **
Valores médios			742°C	15,19 °C/s		

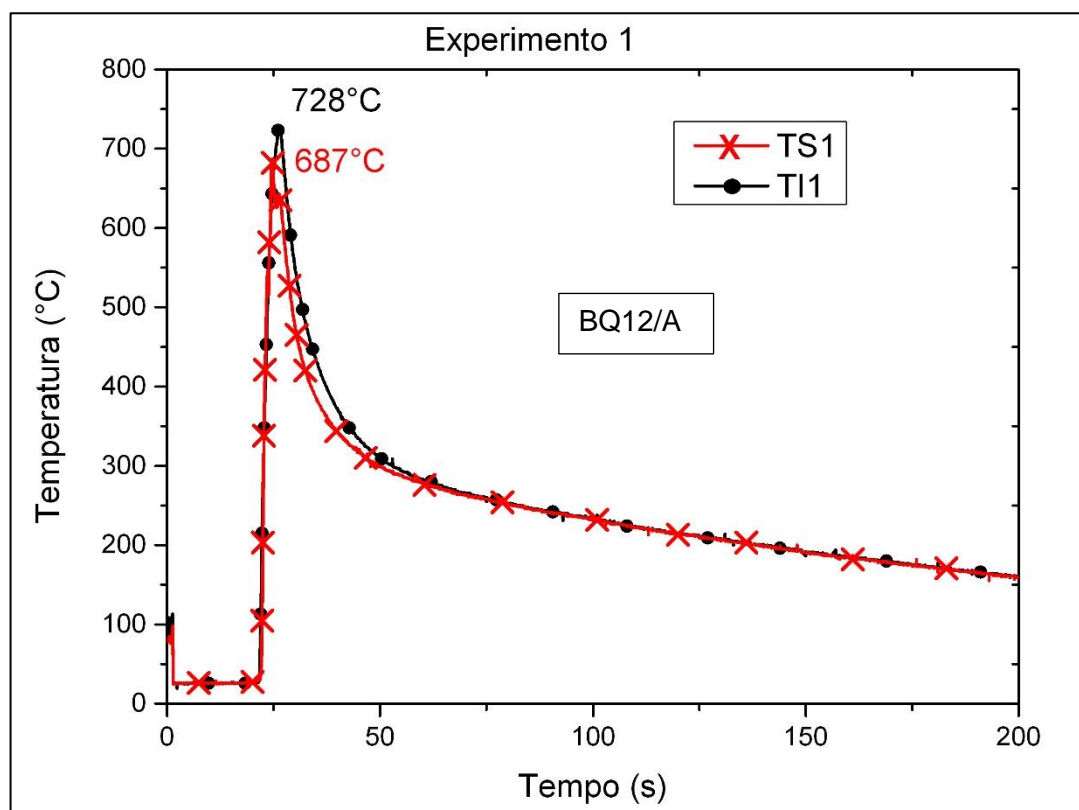
* Pico de temperatura não atingiu 700°C;

** Pico de temperatura não atingiu 800°C;

Em todos os experimentos realizados por esse método, o pico de temperatura não atingiu 800°C. No caso em que os picos não atingem 800°C ou 700°C, o cálculo da taxa de resfriamento considera o intervalo entre o pico de temperatura e 500°C ou 300°C; (ΔT_{500}^{pico} , ΔT_{300}^{pico} respectivamente). Para o experimento 1, o termopar superior registrou um valor de pico de temperatura abaixo de 700°C.

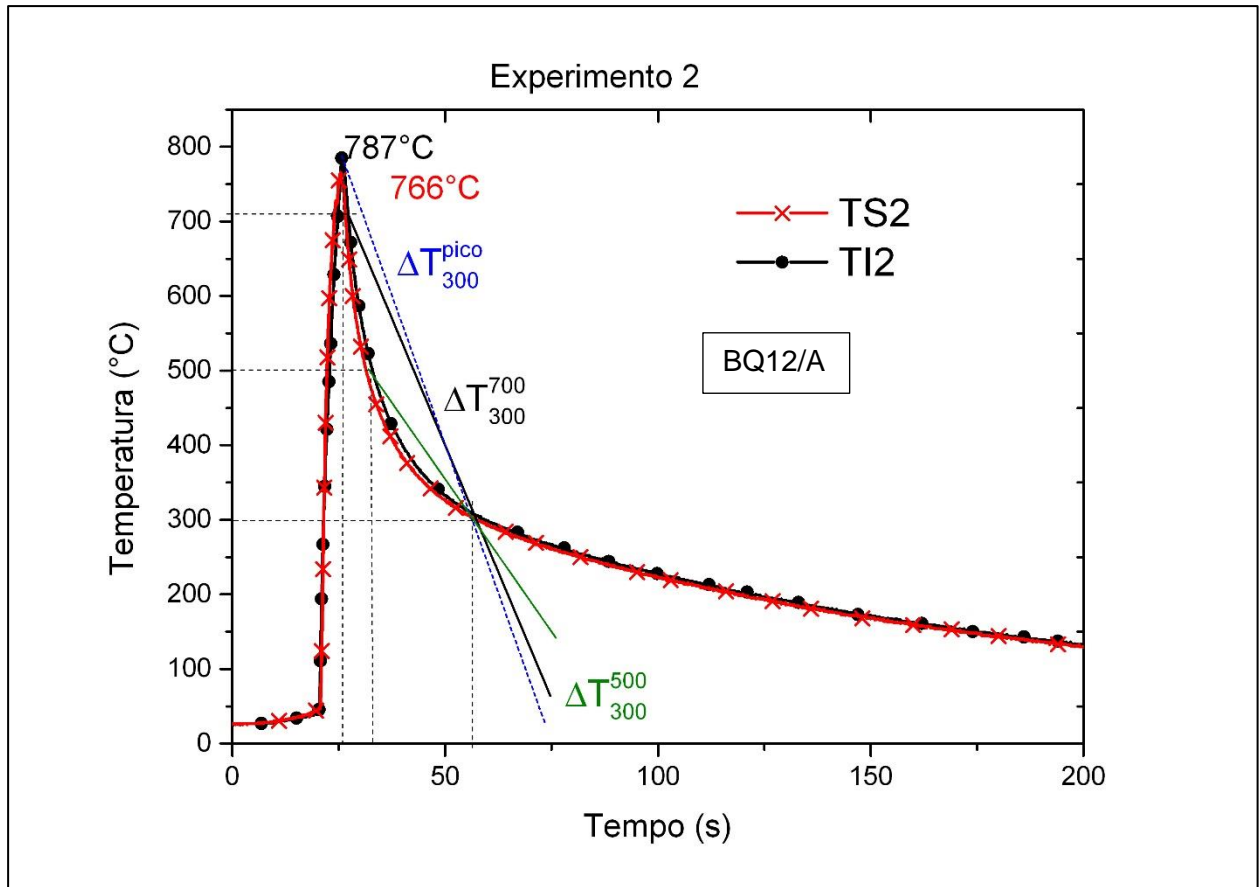
A figura 49 e 50 mostram as curvas geradas para os experimentos 1 e 2.

Figura 49. Ciclos térmicos obtidos pelos termopares inseridos conforme método A. [Experimento 1].



Fonte: (Autor).

Figura 50. Ciclos térmicos obtidos pelos termopares inseridos conforme método A, mostrando os intervalos considerados para os cálculos das taxas de resfriamento. [Experimento 2].



Fonte: (Autor).

4.4.2 Método B

Com o método B (fios soldados independentes), foram realizados dois experimentos. A tabela 18 mostra os resultados extraídos dos dados da análise térmica.

Tabela 18. Resumo dos resultados extraídos dos ciclos térmicos obtidos através do método B.

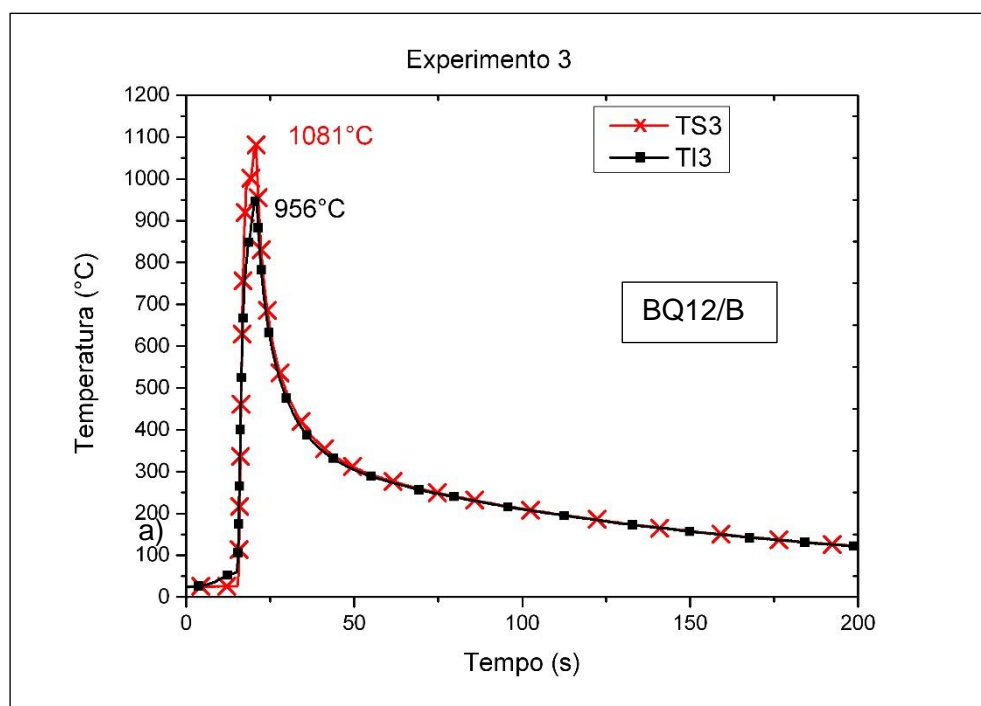
Resumo dos resultados						
Método B						
Experimento (válidos)	Espessura (mm)	Posição termopar	Pico de temperatura (°C)	Taxa de resfriamento $\Delta T_{300}^{T.pico}$	Taxa de resfriamento ΔT_{300}^{700}	Taxa de resfriamento ΔT_{500}^{800} ou $\Delta T_{500}^{T.pico}$
3	12 mm	TS5	1081 °C	$\Delta T_{300}^{1081} = 24,48$ °C/s	13,89 °C/s	44,12 °C/s
		TI5	956 °C	$\Delta T_{300}^{956} = 21,58$ °C/s	14,36 °C/s	45,45 °C/s
4	12 mm	TS6	782 °C	$\Delta T_{300}^{782} = 14,52$ °C/s	12,74 °C/s	$\Delta T_{500}^{782} = 37,11$ °C/s **
		TI6	722 °C	$\Delta T_{300}^{722} = 13,35$ °C/s	13,07 °C/s	$\Delta T_{500}^{722} = 29,11$ °C/s **
Valores médios			885,25	18,48 °C/s		

* Pico de temperatura não atingiu 700°C;

** Pico de temperatura não atingiu 800°C;

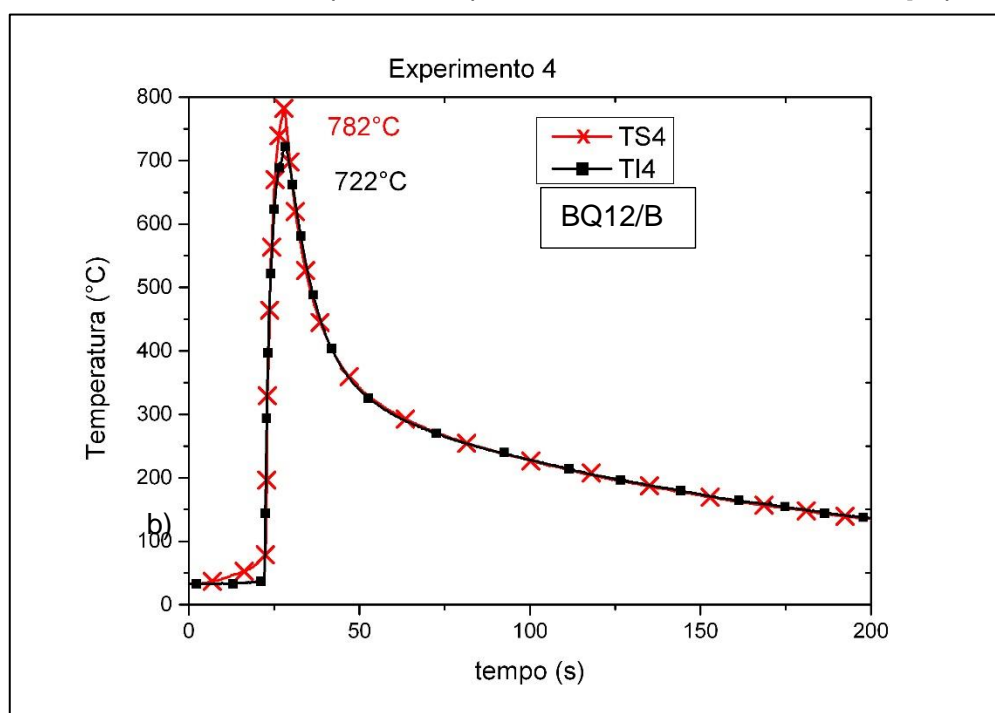
As figuras 51 e 52 mostram os ciclos térmicos gerados no método B para amostras BQ12.

Figura 51. Ciclos térmicos obtidos pelos termopares inseridos conforme método B. [Experimento 3].



Fonte: (Autor).

Figura 52. Ciclos térmicos obtidos pelos termopares inseridos conforme método B. [Experimento 4].



Fonte: (Autor).

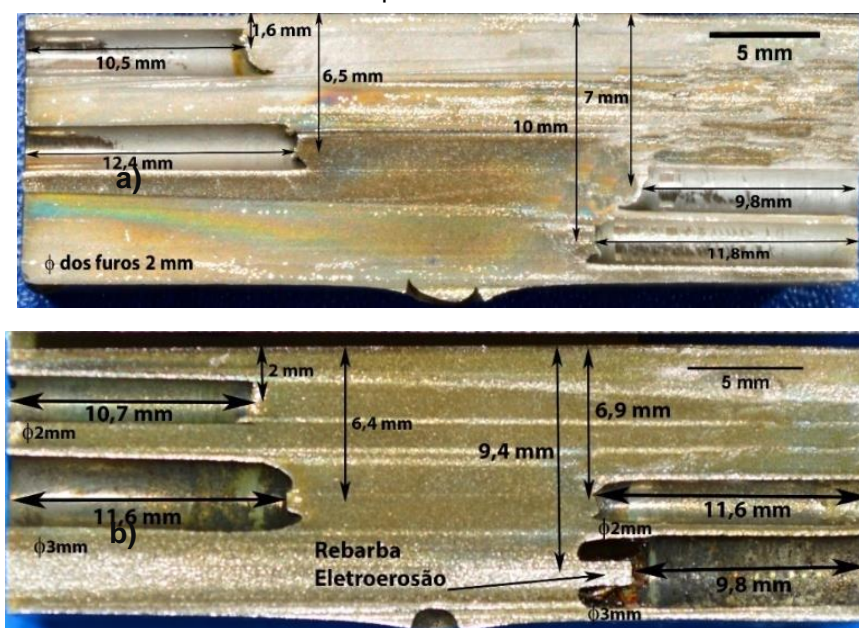
O pico de temperatura no experimento 3 foi de 1081°C, o maior registrado em todos os experimentos. O experimento 4 apresentou um pico de 782°C.

Uma diferença significativa com relação ao experimento 3, considerando que todos os demais parâmetros de processo foram mantidos como constantes. A possível causa dessa diferença decorre dos problemas verificados na usinagem dos furos e observados após a soldagem.

Apesar das posições finais dos termopares não coincidirem por motivos já citados anteriormente, foi verificada a presença de rebarba gerada na produção dos furos do experimento 4. As mesmas decorrem do processo de eletroerosão por penetração que utiliza um eletrodo tubular como ferramenta.

Os furos também apresentam pequenas diferenças de posicionamento e, no caso da base utilizada no experimento 4, o diâmetro dos furos inferiores está 1mm maior do que o furo projetado. A figura 53 mostra a diferença no posicionamento dos furos e a influência da rebarba de usinagem verificada entre as duas bases (experimentos 3 e 4).

Figura 53. Vista longitudinal em corte dos experimentos mostrando diferenças no posicionamento dos termopares e rebarba oriunda dos processos de usinagem por eletroerosão. a) experimento 3 e b) experimento 4.



Fonte: (Autor).

Os valores médios das taxas de resfriamento correspondentes ao intervalo de tempo observado entre o pico de temperatura e 300°C foram calculados para os 2 métodos. O mesmo procedimento foi adotado para determinar os valores médios dos picos de temperaturas.

As tabelas 19 e 20 mostram os resultados coletados a partir dessa análise.

Tabela 19. Valores médios das taxas de resfriamento observadas entre os picos de temperatura e 300°C.

Método	$\Delta T_{300}^{T. pico}$ (Valores médios)	Desvio Padrão	Maior	Menor
A	15,19°C/s	0,66	16,21°C/s	14,54°C/s
B	18,48°C/s	4,68	24,48°C/s	13,35°C/s

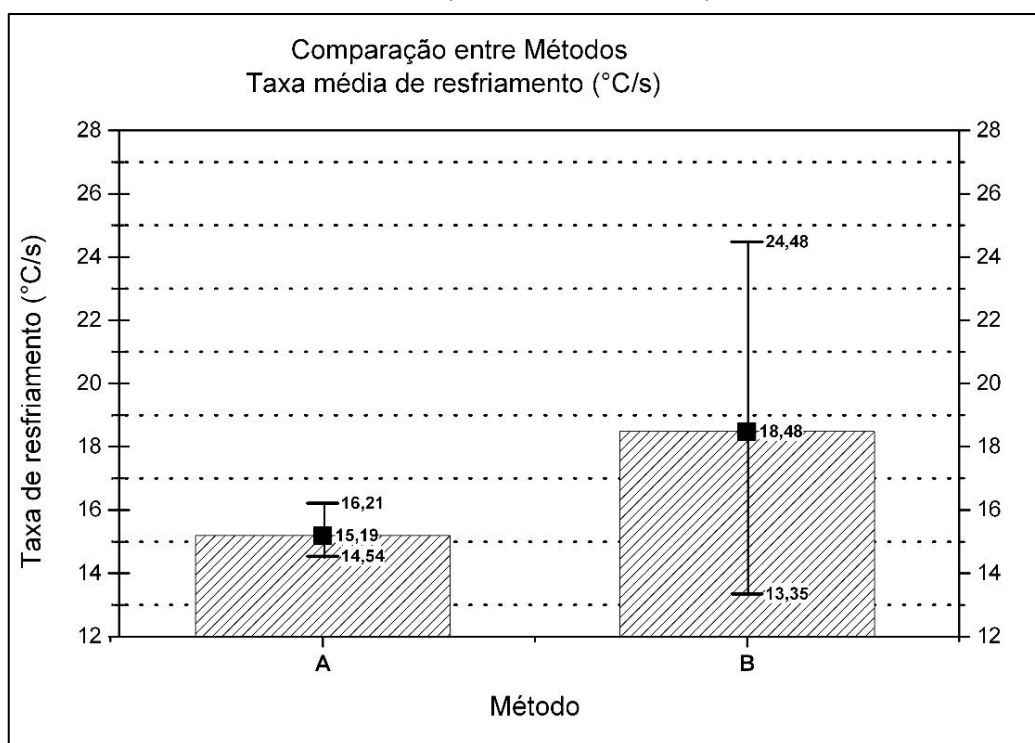
Tabela 20. Valores médios dos picos de temperatura observados nos experimentos.

Espessura (mm) / Método	Pico de temperatura	Desvio Padrão	Maior	Menor
A	742°C	38,15	787°C	687°C
B	885,25°C	141,98	1081°C	722°C

Essas informações foram organizadas em gráficos e são mostrados nas figuras 54 e 55.

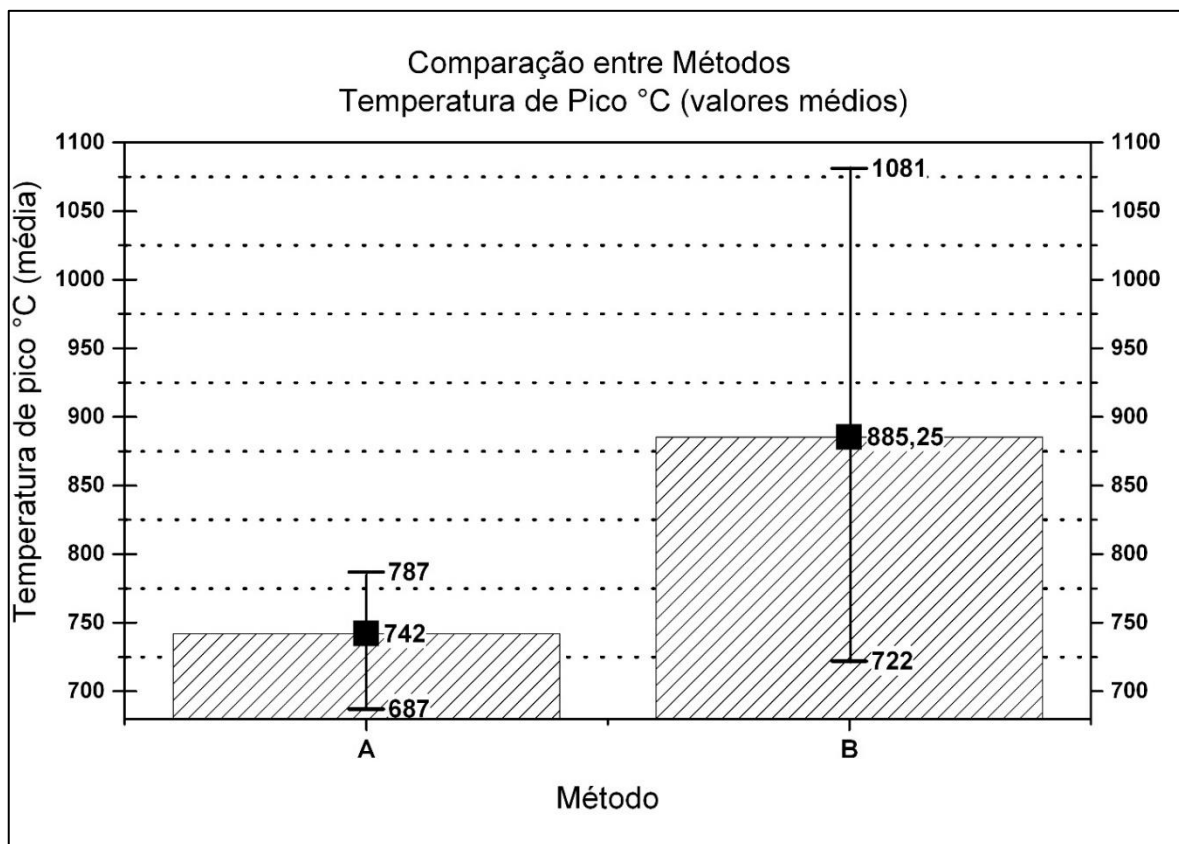
Os dados indicam menor variação de resultados para o método A e valores médios mais elevados para o método B, tanto para taxa de resfriamento como para temperatura de pico.

Figura 54. Comparação dos resultados obtidos entre os dois métodos utilizados para obtenção do ciclo térmico. (Taxa de resfriamento)



Fonte: (Autor).

Figura 55. Comparação dos resultados obtidos entre os dois métodos utilizados para obtenção do ciclo térmico. (Pico de temperatura).



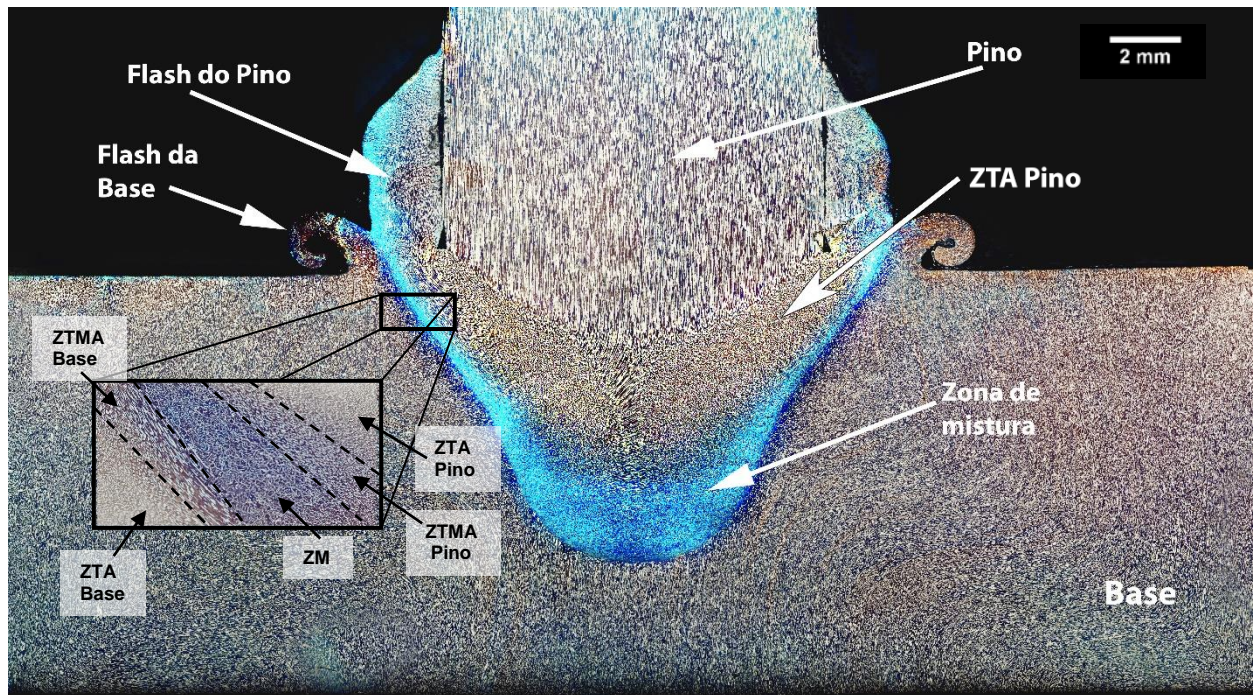
Fonte: (Autor).

4.4 Análise metalográfica em soldagem SFPC

A macrografia da figura 56 mostra uma vista em corte da junta soldada BQ12 após soldagem SFPC indicando as regiões onde ocorrem as alterações microestruturais. O ataque químico para revelação da micro e macroestruturas foi realizado com Behara modificado: 20 ml de ácido clorídrico, 80 ml de água destilada, 2 g de bifluoreto de amônio e 1 g de metabissulfito de potássio. Foram realizadas também amostras metalográficas das soldas realizadas na análise térmica onde se constatou que não ocorreram alteração micro e macroestrutural. Fato esse esperado, considerando que tanto os parâmetros geométricos quanto os parâmetros operacionais das soldagens foram mantidos constantes.

Primeiramente, observa-se que não há zona de fusão como ocorre nos processos de soldagens à arco. Verifica-se a presença da zona termicamente afetada na base e no pino (ZTA-base e ZTA-pino), uma zona termomecanicamente afetada muito pequena na base e no pino (ZTMA-base e ZTMA-pino) e uma região de mistura entre os dois materiais (ZM), além do metal base (MB).

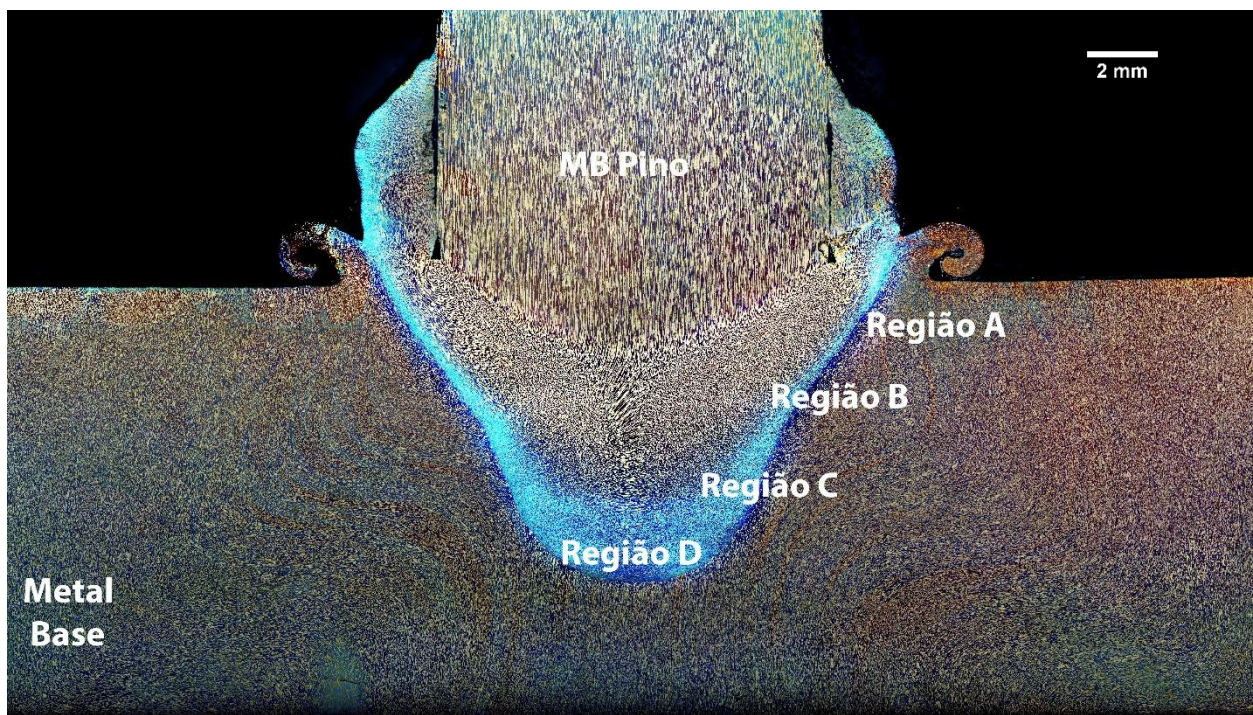
Figura 56. Macrografia da vista transversal em corte obtida após soldagem SFPC em uma amostra BQ12 mostrando as respectivas regiões de transformações microestruturais. (Ataque: Behara modificado)



Fonte: (Autor).

Na figura 57 são definidas as diferentes regiões da análise microestruturais citadas ao longo deste trabalho para as amostras BQ12 e BR12 e soldadas segundo o processo SFPC.

Figura 57. Macrografia indicando as regiões onde foram realizadas metalografias para caracterização microestrutural das amostras. (Soldagem SFPC/amostra BQ12).



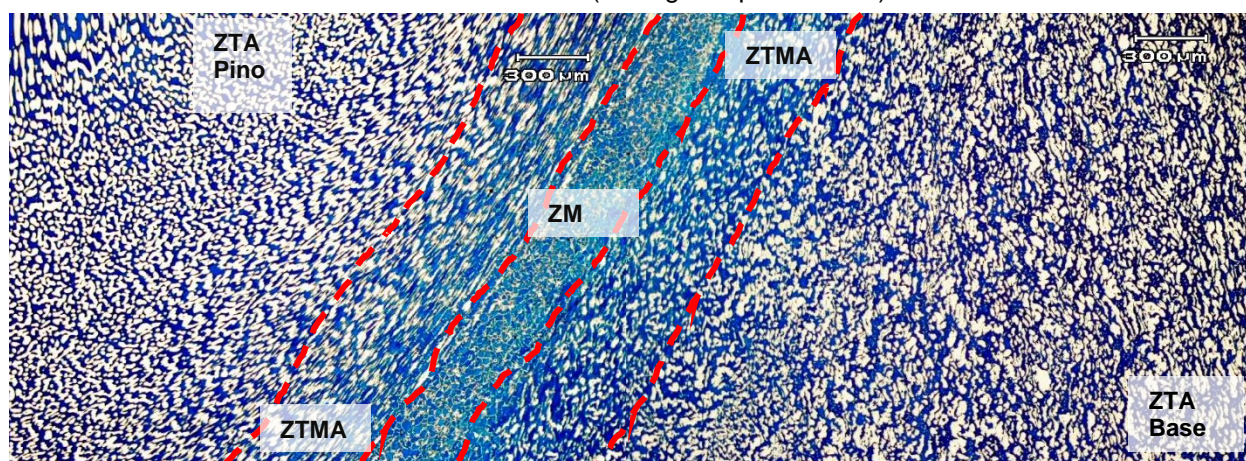
Fonte: (Autor).

As figuras 58 e 59, indicam as regiões onde ocorrem transformações microestruturais após soldagem SFPC para bases quadradas e retangulares BQ12 e BR12.

A região A, localizada mais próxima à superfície da base, está mostrada na figura 58 através de uma montagem (micrografia panorâmica) obtida de duas metalografias nessa região.

Nessa imagem é possível verificar as alterações que ocorrem na morfologia das fases austenita e ferrita nas diferentes regiões da solda. Essas alterações ocorrem por conta do gradiente de temperatura e da intensa deformação plástica decorrente do processo, e percorrem desde o MB do pino até a ZTA do pino, passando pela ZTMA e indo até a ZM. Mesma analogia ocorre no MB da base até a ZM, porém é verificado uma diferença de morfologia por conta da morfologia típica da microestrutura do pino e da base provocadas pelo processo de conformação mecânica oriundos da sua produção

Figura 58. Metalografias mostrando alterações na morfologia das fases ferrita e austenita. Região A. Amostra 1 BQ12. (Micrografia panorâmica)



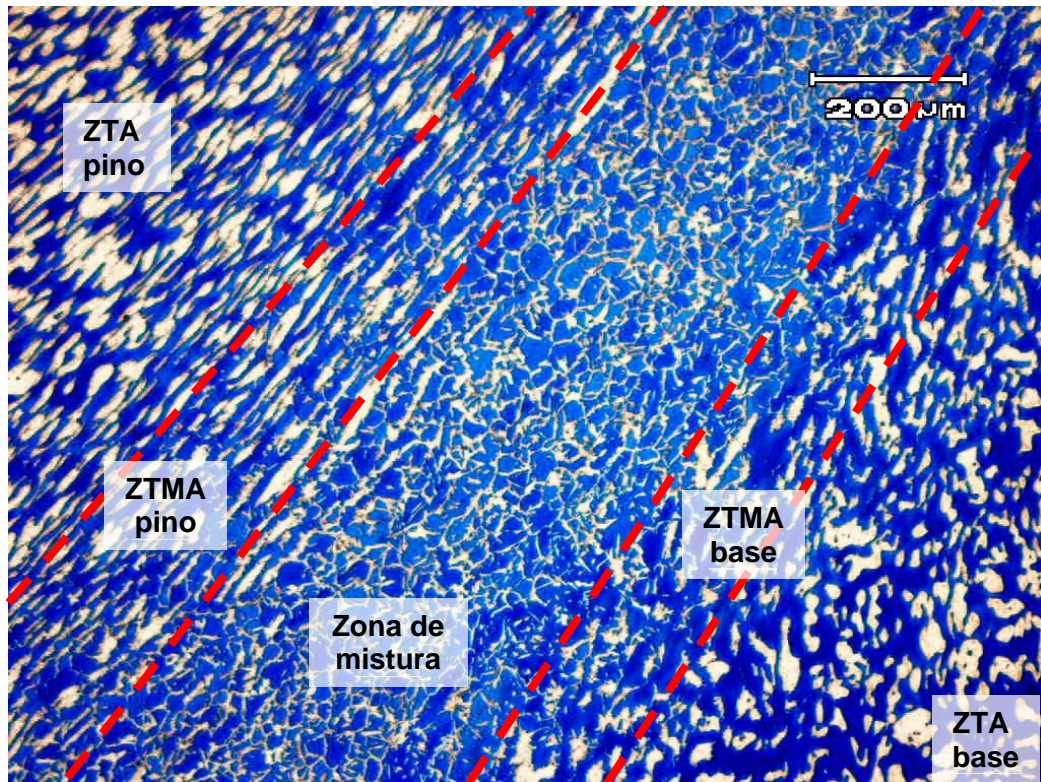
Fonte: (Autor).

A figura 60 mostra a ZM com maiores detalhes e as zonas de transição (ZTA e ZTMA). É possível perceber uma região no pino e na base, alterando seu aspecto lamelar original da estrutura duplex devido ao aumento da temperatura e da deformação. Quanto mais próximo da ZM (região de contato entre pino e base), maior é a alteração na microestrutura.

Na ZM estão presentes todas as três formas da fase austenita: austenita alotrópica de contorno de grão (ACG), austenita de Widmanstätten (AW) e partículas de austenita intergranular (AIG), sendo predominante a AW.

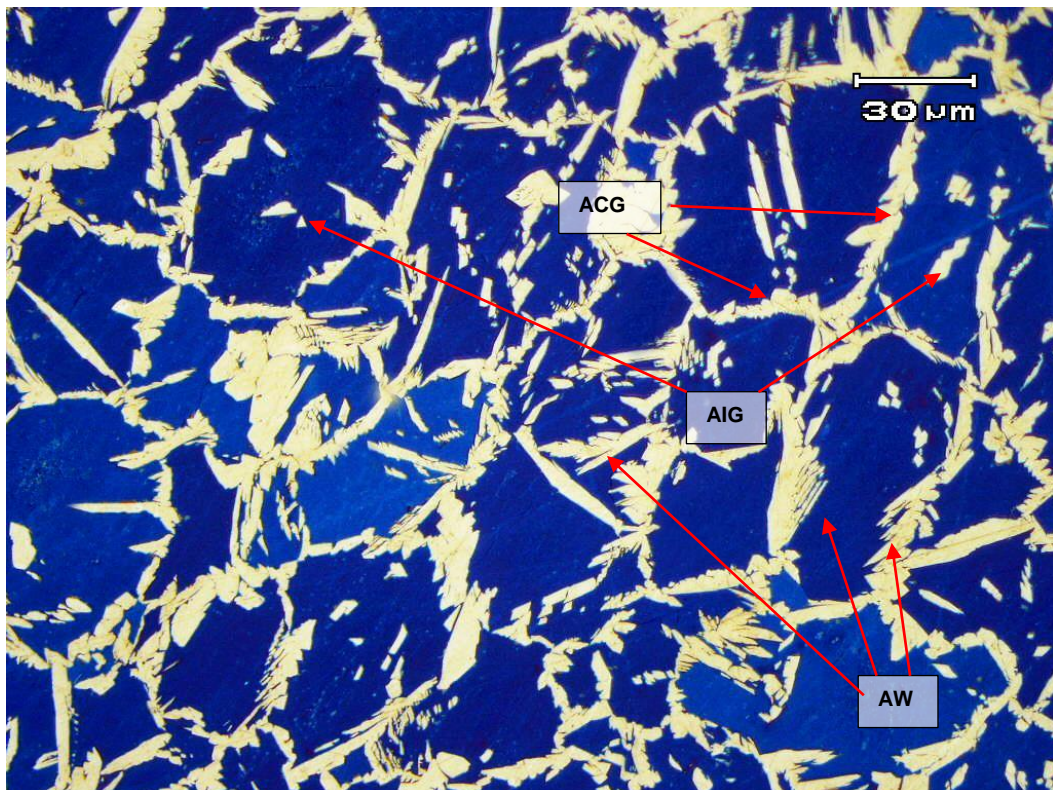
Essas microestruturas estão identificadas na micrografia da figura 61 obtida da região A. Ocorre também na ZM, um intenso refinamento de grãos provocado pela deformação plástica em altas temperaturas, promovendo, dessa forma, a recristalização dinâmica.

Figura 59. Zonas de transição observadas na região "A". Amostra1 BQ12.



Fonte: (Autor).

Figura 60. Formação de ACG, AIG e AW na zona de mistura da região "A". Amostra 1 BQ12.



Fonte: (Autor).

Chen, T. H. e Yang J. R.; (2002), estudaram a evolução microestrutural durante a soldagem de um AID 2205 simulando um ciclo térmico de soldagem com 5 kJ/cm de energia de soldagem, seguido de uma exposição à 700°C sob diferentes intervalos de tempo. Esse aporte térmico gerou um pico de temperatura de 1350° na zona termicamente afetada, fato que promoveu um acentuado crescimento do grão de ferrita delta (Fe- δ). A ACG com a mais alta temperatura de formação, nucleia heterogeneamente a partir dos contornos de grãos de Fe- δ , pré-existentes durante o resfriamento no ciclo térmico. Os contornos de grão de ferrita são rapidamente cobertos com camadas contínuas de austenita virtualmente policristalina. Depois de formada a AIG, a AW nucleia nos contornos de grão de Fe- δ ou em ACG pré-existentes e crescem ao longo de planos específicos da matriz como uma série de placas paralelas. Dentro dos grãos de Fe- δ , foram observadas diversas formas de austenita intragranularmente nucleada (AIG). Presume-se que as AIG's precipitam a temperaturas relativamente baixas na matriz de Fe- δ , supersaturada.

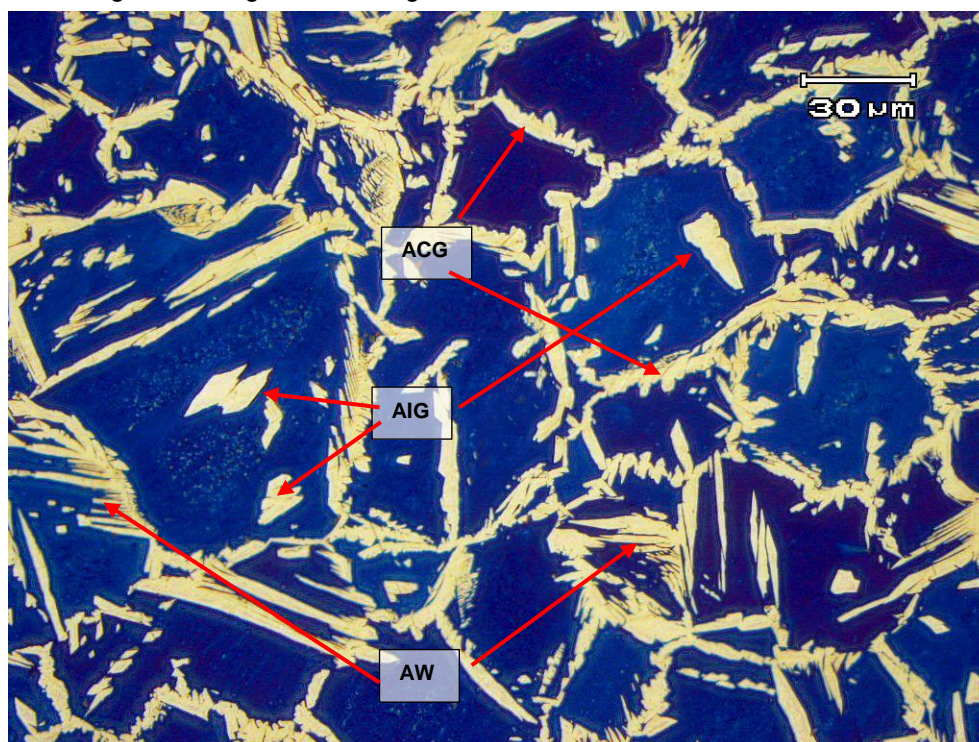
Chen, L. *et. al.* (2012), verificaram a influência das taxas de resfriamento na evolução da microestrutura de um aço AID 2304, a partir de uma simulação de uma zona termicamente afetada (ZTA). As amostras foram aquecidas até 1350°C por dois segundos e resfriadas de 1350°C até 800°C em diferentes taxas: 10, 20, 30, 50 e 100°C/s. Os resultados revelaram que a fase austenita nucleia a partir da matriz ferrítica. Observaram ainda que os grãos austeníticos em forma de ilhas cresceram, se tornando gradualmente maiores e mais largos, com a diminuição da taxa de resfriamento. Uma vez que a precipitação da austenita é um processo de nucleação e crescimento governado pela difusão, o crescimento da mesma é controlado por um mecanismo de transformação fora do estado de equilíbrio, na qual a difusão dos elementos intersticiais (carbono e nitrogênio) controlam esse processo.

Dessa forma, a diminuição da taxa de resfriamento irá facilitar a difusão de elementos estabilizantes da austenita, tais como N e Ni, e garantir que maior quantidade da fase austenita seja transformada a partir da ferrita.

Yang *et. al.* (2011), em seus trabalhos simularam uma zona termicamente afetada em AID 2205. As amostras atingiram um pico de temperatura de 1345°C a uma taxa de 400°C/s, e foram mantidas por 1 segundo e, então, resfriadas em diferentes taxas para simular diferentes energias de soldagem. O tempo de resfriamento entre 800°C e 500°C foi adotado como tempo de ciclo térmico de soldagem ($\Delta T_{8/5}$). Com um $\Delta T_{8/5}$ de 20 s, ou seja, uma taxa de 15°C/s, verificaram que ACG é inicialmente formada nas interfaces entre os grãos de Fe- δ , e um pouco de AIG aparece no interior dos grãos de Fe- δ . Além de ACG e AIG, a AW começa a crescer ao longo dos contornos de grãos ferríticos (Fe- δ), em direção ao seu interior e a AIG engrossa quando $\Delta T_{8/5}$ aumenta para 50 s (ou a taxa diminui para 6°C/s). Ocorre o aumento da quantidade de AW e AIG e o engrossamento da ACG à medida que diminui a taxa de resfriamento. Isso foi verificado para $\Delta T_{8/5} = 80$ s e 100 s (taxas de 3,75°C/s e 3°C/s, respectivamente).

Quando a taxa diminuiu para $\Delta T_{8/5} = 120$ s ou $2,5^\circ\text{C/s}$, pode-se observar expressamente uma grande quantidade de AW e AIG formada dentro de grãos de Fe- δ , e que a fração de volume de austenita reformada atingiu 44,5%. Dessa forma, a quantidade de austenita reformada (ACG, AW e AIG) aumenta com o aumento da energia de soldagem. Isto pode ser compreendido porque o prolongamento do tempo de resfriamento aumentaria o tempo de transformação, de modo que a difusão dos elementos estabilizantes da austenita, tais como nitrogênio e níquel, foi facilitada e, portanto, mais austenita pode ser transformada a partir de Fe- δ . A figura 61 mostra uma micrografia obtida da região “B”, onde se percebe a presença das fases ACG e AIG e AW.

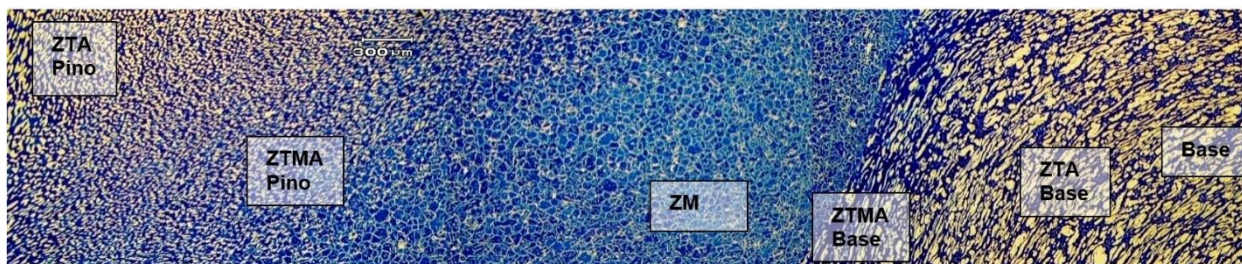
Figura 61. Metalografia na região “B” da Figura 58 mostrando ACG e AIG na ZM na amostra 1 BQ12.



Fonte: (Autor).

A figura 62 é uma montagem composta de três imagens metalográficas (micrografia panorâmica) obtidas com a mesma magnitude na região C da amostra BQ12 SFPC.

Figura 62. Micrografia panorâmica retirada da região C da figura 58 mostrando a transição na morfologia das fases para amostra 1 BQ12 SFPC.



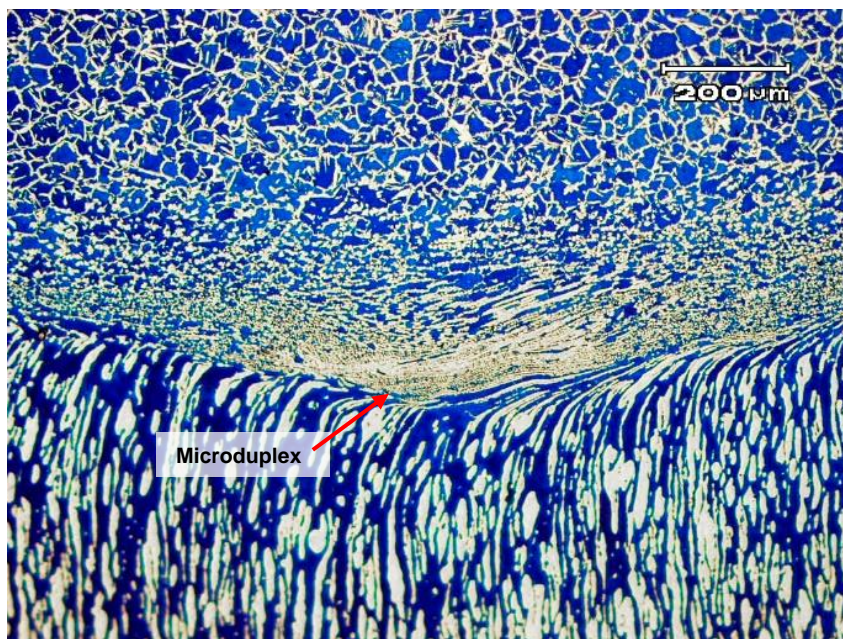
Fonte: (Autor).

Na região “D”, onde ocorre a ligação entre a ponta do pino e a base, é possível observar uma estrutura com grãos equiaxiais de austenita extremamente refinados, dispostos ao longo do contorno de grão ferrítico. Essa estrutura denominada microduplex é mostrada na figura 63 (Lo, Shek, & Lai, 2009; S. H. C. Park et al., 2003; Saeid, Abdollah-zadeh, Assadi, & Malek Ghaini, 2008).

É preciso ponderar que no processo SFPC, o primeiro contato ocorre entre a ponta do pino e o fundo do furo na base, provocando o atrito e gerando calor. O projeto de geometria do furo e do pino deve prever um espaço entre as paredes laterais (ângulo do cone), por onde irá fluir o material amolecido e aquecido do qual irá gerar o “flash” na superfície. Considerando o menor volume do pino e comparando-o com o volume da base, a temperatura média atingida no pino será maior do que a temperatura observada nas proximidades do furo, uma vez que a extração de calor via condução térmica está mais facilitada por conta do maior volume da base. Dessa forma, o material do pino amolecido em alta temperatura flui de forma mais facilitada do que o material da base.

Portanto, o material que flui pela ZM em direção à superfície é em grande parte material do pino emergindo do fundo do furo. A temperatura no pino diminui no sentido superfície-núcleo. Esse gradiente de temperatura no pino durante o processamento é que explica as diferenças observadas na morfologia das fases nessa região.

Figura 63. Formação de estrutura microduplex na região “D”. (Interface ponta do pino/fundo do furo). Amostra BQ12.



Fonte: (Autor).

A imagem da figura 64 mostra que a maior temperatura e deformação na ponta do pino propicia a recristalização e o crescimento de grão ferrítico e podemos observar seu crescimento à medida que nos afastamos da interface com a base. Na interface verificamos a estrutura microduplex enquanto que no pino observa-se o crescimento do grão ferrítico em direção ao centro.

No fundo do furo, a ZM diminui e se torna praticamente uma linha de ligação. A medida que nos aproximamos do centro do pino, observamos nova transição na morfologia das fases, verificando as diferenças entre ZTMA pino/ ZTA pino.

Resumidamente, o material da interface (ponta do pino/fundo do furo), se deforma plasticamente em altas temperaturas e vai sendo empurrado pelas laterais para fora do furo para formar a rebarba (“flash”). Ocorre, portanto, um aumento do tempo de exposição desse material em altas temperaturas durante esse percurso, gerando o crescimento do grão ferrítico. Em um primeiro momento, na região D, os grãos são extremamente pequenos por conta da intensa deformação plástica e recristalização dinâmica, mas vai crescendo em tamanho enquanto percorre a distância lateral (cone do furo) que vai do fundo até a superfície da base.

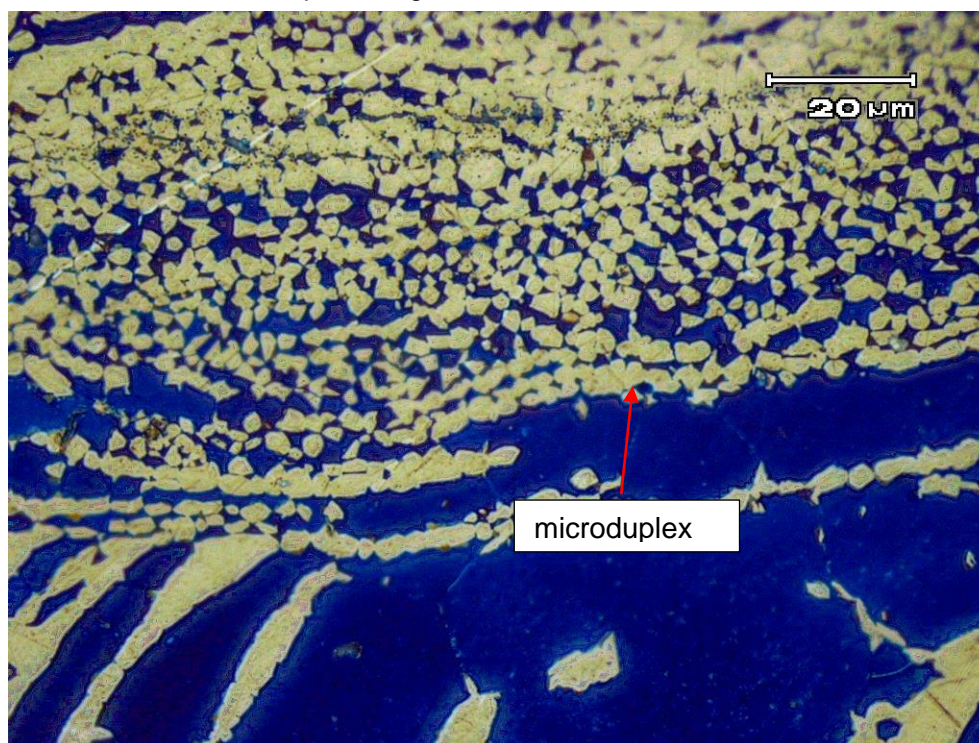
Quando o consumo previamente programa de pino é atingido (*burn-off*), a rotação é então interrompida. Nesse instante o fluxo de material cessa aquecido pelas laterais cessa – a intensa movimentação de material aquecido está agora interrompido e a temperatura cai. O material amolecido da interface ponta do pino/ fundo do furo, não percorrerá mais o caminho lateral aumentando o tamanho do “flash”. Isso significa que o tempo de exposição em altas temperaturas da ZM é diferente para as distintas regiões verificadas (A, B, C e D da figura 57).

Boa parte do material da ZM localizado na região A estava fluindo em direção à superfície para formar o “flash” no momento do acionamento do *burn-off*. A estrutura recém deformada na região D poderia fluir para a superfície se houvesse continuidade do processo de soldagem.

Dessa forma, a região D representa o exato momento em que a intensa deformação plástica gerou alto grau de encruamento e a consequente redução do grão ferrítico durante a recristalização dinâmica. Porém, como se trata do momento final do processo, não haverá evolução para outras microestruturas.

O grão ferrítico refinado na região D, com alta densidade de discordâncias e grande quantidade de contornos de grãos geram sítios de nucleação favoráveis para a formação da austenita formando a estrutura microduplex observada nessa região e mostrada também na figura 65 com maior magnificação.

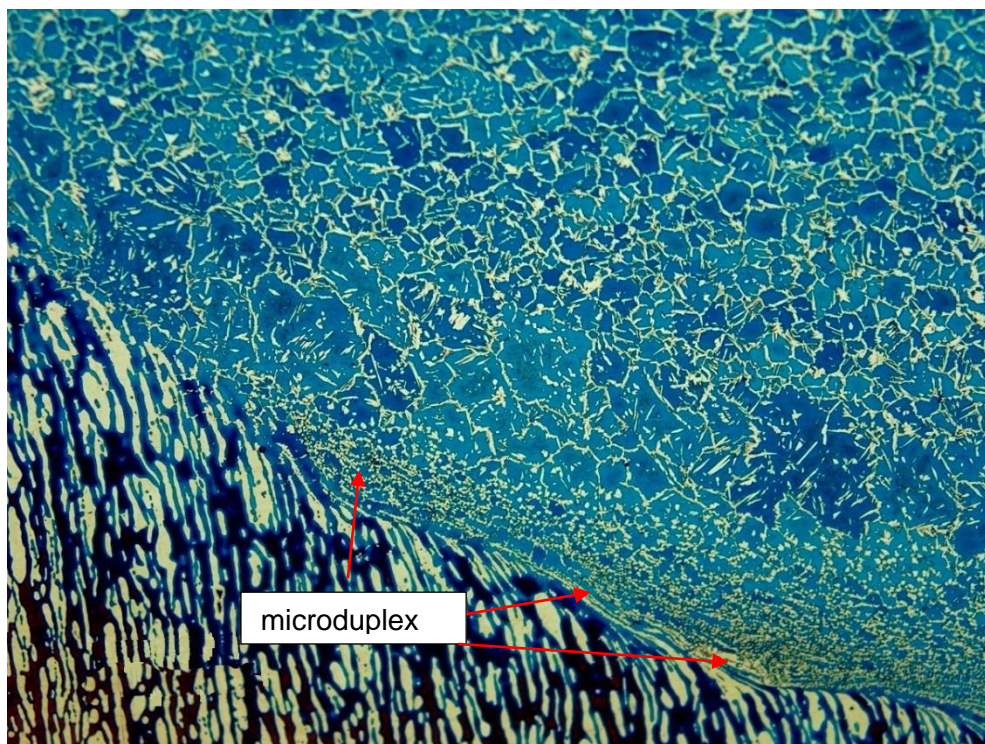
Figura 64. Estrutura microduplex observada na região da figura 58. Grãos ultra-finos de austenita que nuclearam a partir do grão ferrítico refinado. Amostra BQ12



Fonte: (Autor).

A figura 65 apresenta uma metalografia na região onde está localizado o raio de concordância do pino com o furo.

Figura 65. Metalografia obtida na região do raio de concordância do pino e do furo. Ausência de defeitos e formação de microduplex. Amostra 1 BQ12.



Fonte: (Autor).

Lessa (2016), realizou análise para detectar os percentuais de intermetálicos para as amostras SFPC BQ12, de acordo com a recomendação DNV-OS-F101, que considera um teor máximo de 0,5% como aceitável nos AID's para aplicações em tubulações submarinas. As análises revelaram que:

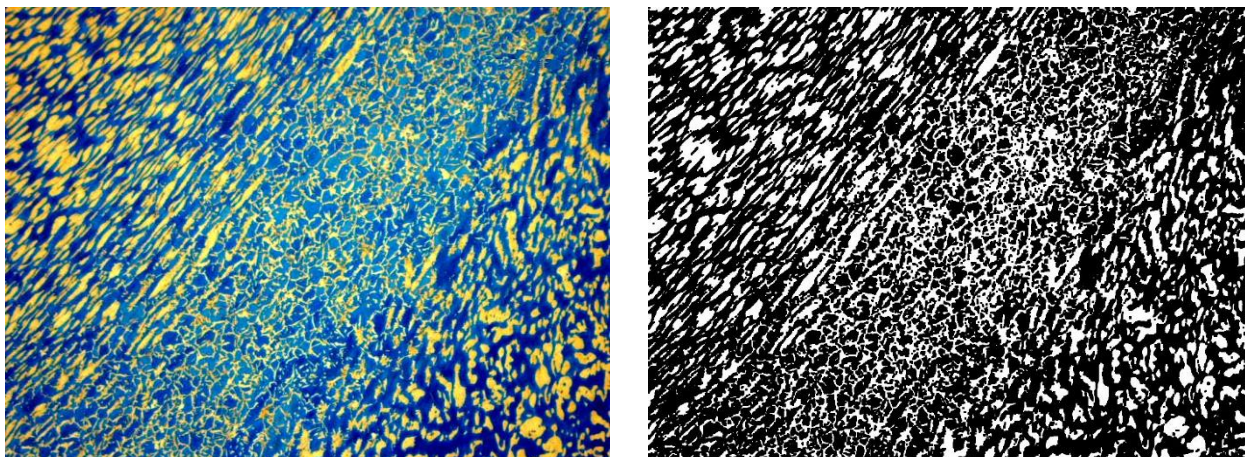
[...] no MB e na zona de mistura do processo FHPP não foram encontrados intermetálicos. A análise criteriosa detectou a região "A" e a ponta do pino como sendo as mais propícias na formação de intermetálicos, mais precisamente entre a ZTA-Pino e a ZTMA-Pino. (Lessa, 2016, p. 109)

Segundo o autor, os resultados encontrados para os percentuais de intermetálicos em bases BQ12-SFPC foi de 0,42%.

4.4.1 Proporção das fases nas amostras SFPC

O percentual da fase austenita após soldagem foi medido através de software de análise de imagens (ImageJ). A figura 66 mostra uma das imagens que foram utilizadas para a quantificação desse percentual para amostra na condição de soldagem BQ12 SFPC.

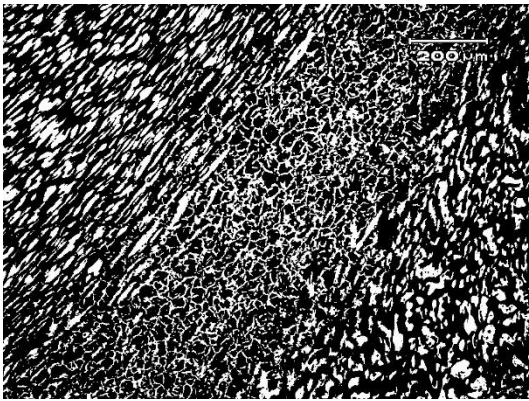
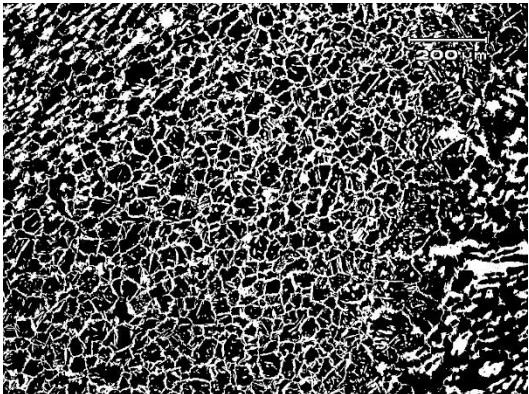
Figura 66. Imagem utilizada para medir o percentual de fases na zona de transição. Região A da figura 58. Amostra BQ12.

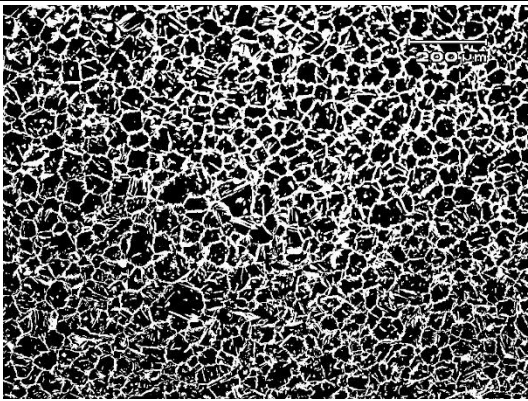
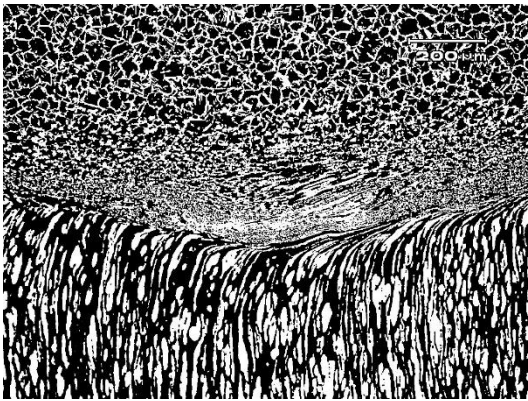
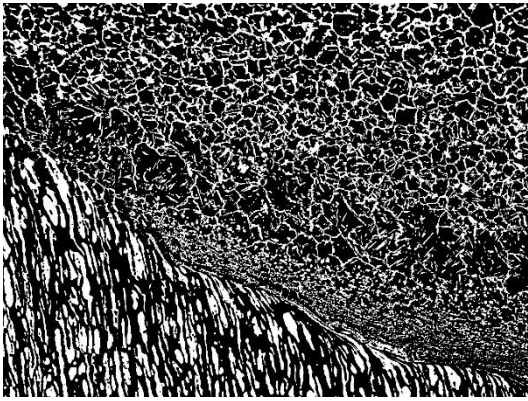


Fonte: (Autor).

A tabela 21 resume os resultados obtidos do cálculo do percentual de ferrita relacionando a imagem utilizada em cada região e o percentual obtido pelo software.

Tabela 21. Obtenção do percentual de ferrita em cada região da figura 58 para uma amostra BQ12 obtida no processo SFPC.

Região	% Ferrita	Imagem
Zona de mistura – Região A	70,12%	
Zona de mistura – Região B	67,64%	

Zona de mistura – Região C	64,64%	
Zona de mistura – Região D	59,29%	
Zona de mistura – Raio de Concordância	71,07%	
Média	66,55%	
Desvio Padrão	4,76	

Os resultados comparados com o material “como recebido” indicam um aumento do percentual da fase ferrita.

4.5 Perfis de Microdureza em SFPC

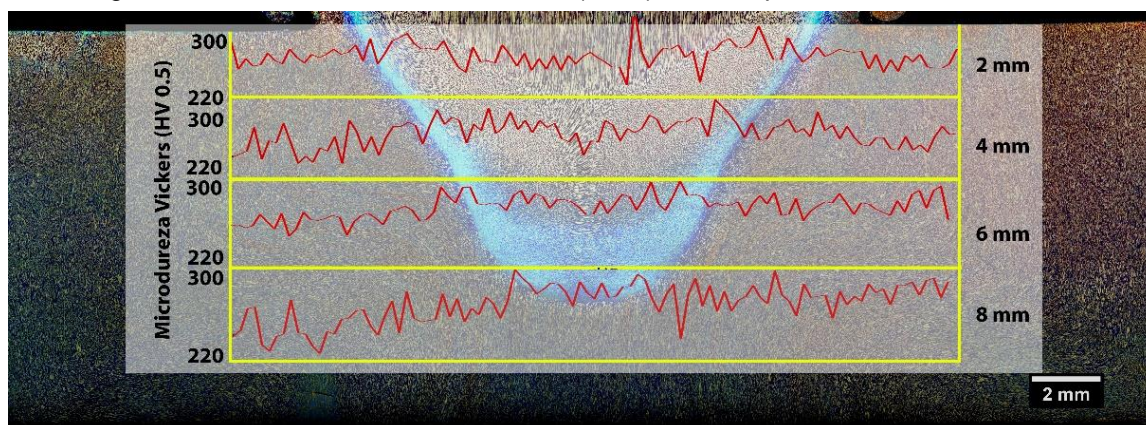
A figura 67 mostra o perfil de durezas obtido para a amostra BQ12.

Pode-se verificar que a dureza na base é menor do que a dureza medida no pino processado, com exceção ao material no núcleo do pino que não sofreu alterações microestruturais.

A dureza varia de cerca de 220 HV_{0,5} medida na base, até valores na faixa entre 290 a 300 HV_{0,5} dentro do pino processado. Esse aumento na dureza se deve ao refino de grão provocado

na região de solda e também pelo aumento da quantidade de ferrita, bem como devido à formação de nitretos de cromo.

Figura 67. Perfis de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$), medido para amostra 1 BQ12.



Fonte: (Autor).

4.7 Ensaios de Impacto Charpy SFPC

A norma ASTM A923 - prática B, utilizada como critério nesse trabalho tem como exigência mínima uma absorção de energia de 54 J para a junta submetida ao ensaio sob uma temperatura de -40°C . A tabela 22 mostra os resultados obtidos nas quatro amostras extraídas e testadas.

Tabela 22. Resultados dos ensaios de resistência ao impacto.

Amostra	Material Base	SFPC - 12mm (BR12)
1	Não rompeu	274 J
2	368 J	200 J
3	316 J	Não rompeu
4	Não rompeu	Não rompeu

Os resultados mostram a característica de absorção ao impacto do aço duplex mesmo em baixas temperaturas. Dos corpos de prova que romperam observa-se uma redução na resistência ao impacto, porém essa se apresenta muito acima do que é exigido pela norma. Os resultados indicam também que a presença de precipitados de segunda fase frágeis não é significativa a ponto de diminuir a resistência ao impacto corroborando com os dados do trabalho de Lessa, (2016). Os dados relacionados à fratura charpy das amostras foram apresentados com maiores detalhes nos trabalhos de Machado, (2016) e Lessa, (2016).

Há que se considerar nos resultados desses ensaios a curvatura cônica do furo e do pino típica nas geometrias adotadas para o processo SFPC. Esse fato dificulta o posicionamento adequado do entalhe para uma avaliação perfeita da resistência ao impacto.

O entalhe posicionado de forma a cruzar as regiões críticas da soldagem concentra tensões nas regiões mais sensíveis da solda. Porém, após a trinca percorrer essa região inicial, onde ocorre o desequilíbrio no balanço de fases ferrita/austenita e com formação de nitretos de cromo nos grãos ferríticos, a trinca precisará percorrer ainda uma região relativamente longa no

material da base para ocorrer o rompimento total da amostra. E nessa região não ocorreram grandes transformações microestruturais, o balanço entre fases está intacto e o material possui boa resistência ao impacto. Por esse motivo, os resultados desse ensaio, servem somente para análise qualitativa para efeitos de comparação.

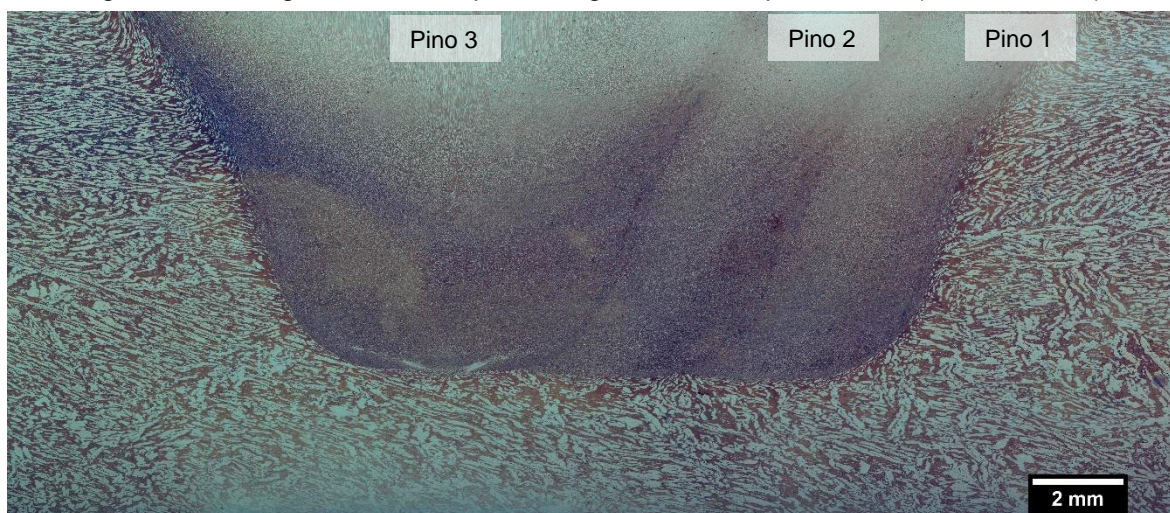
4.8 Análises metalográficas em amostras na condição SCF

4.8.1 Macrografia para amostras SCF

A figura 68 mostra a macrografia obtida para amostra SCF com passos de 1/3D.

A sequência de soldagem ocorre da seguinte forma: é realizado o furo 1 com posterior soldagem do pino 1. Depois é cortado o excesso do pino 1 e realizado o furo 2 para soldagem do pino 2. Finalmente, realiza-se o corte do excesso do pino 3 e soldagem do pino 3.

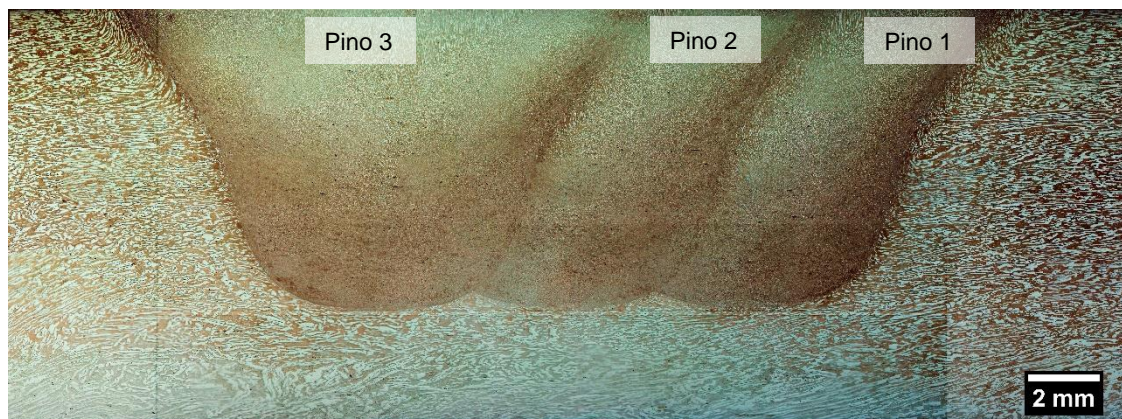
Figura 68. Macrografia extraída após soldagem SCF com passo 1/3D. (Vista em corte).



Fonte: (Autor).

A figura 69 mostra a macrografia obtida na soldagem SCF com passo de solda 1/2D.

Figura 69. Macrografia extraída após soldagem SCF com passo 1/2D. (Vista em corte).

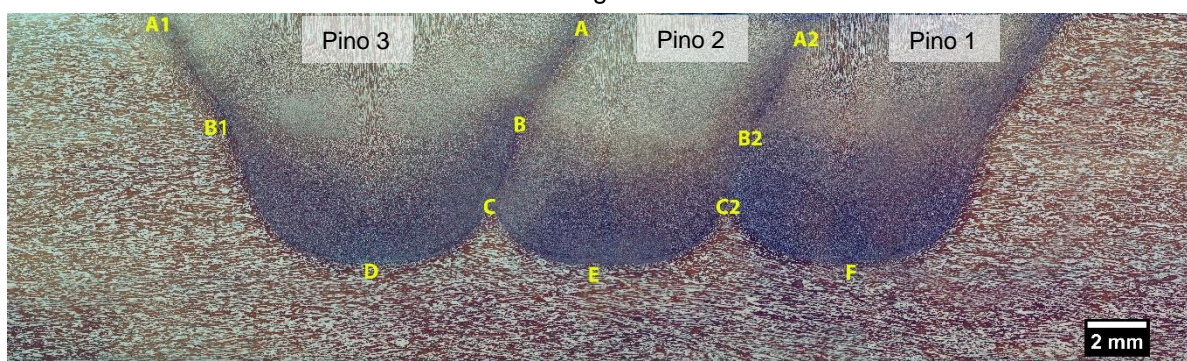


Fonte: (Autor).

A região central do pino que não sofre alterações morfológicas na microestrutura se afunila em direção ao centro do furo. Isso ocorre em todos os pinos soldados, exceto para a soldagem com passo 1/3D. Nesse último caso, o pino seguinte soldado mais próximo acaba por sobrepor a região central do pino anterior.

A figura 70 mostra a macrografia obtida para amostra SCF passo 3/4D e as regiões onde foram realizadas análises metalográficas para todas as amostras.

Figura 70. Macrografia para amostra SCF 3/4D indicando as regiões onde foram realizadas as análises metalográficas.



Fonte: (Autor).

Um procedimento alternativo que reduz o tempo de processamento e custos é a realização de usinagem de mais de um furo em posições alternadas. No passo 3/4D intercalado duas soldagens não sequenciais são realizadas no primeiro momento, ou seja, são realizados dois furos para a soldagem dos pinos 1 e 3 primeiramente, conforme mostrado na figura 71. A segunda etapa corresponde à realização dos furos e soldagem dos pinos 2 e 4.

Figura 71. Passo de soldagem 3/4D intercalado mostrando o primeiro passo realizado com soldagem dos pinos 1 e 3 e depois passo realizado com soldagem dos pinos 2 e 4.



Fonte: (Autor).

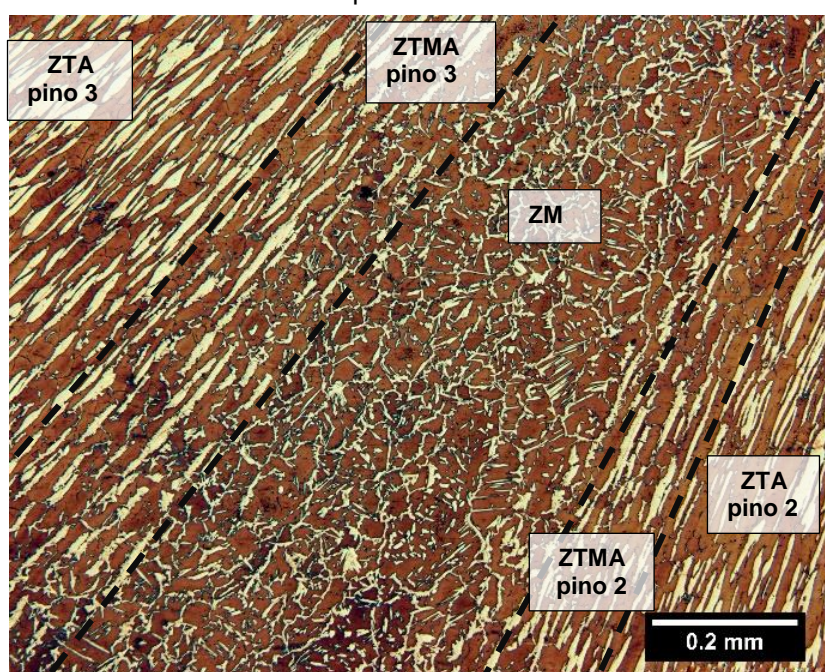
Foi realizada 1 (uma) soldagem intercalada com passo 3/4D com o objetivo único de comparar as microestruturas obtidas nos dois métodos.

4.8.2 Micrografias para amostras SCF

As regiões indicadas na figura 70 como A, A2, B, B2 e C e C2 estão situadas entre pinos e sofrem a influência térmica do sobrepasso de soldagem. Apesar dessa influência térmica, as metalografias realizadas nessas regiões não mostram formação de partículas de segunda fase de forma significativa.

Observa-se uma alteração nos aspectos morfológicos das fases ferrita e na austenita. Na região A da figura 70 (entre os pinos 3 e pino 2), não observamos a transição entre material base e pino tal como ocorre na soldagem SFPC, mas uma zona de mistura com predominância de ACG, AW e AIG entre o material do pino conforme indicado na figura 72.

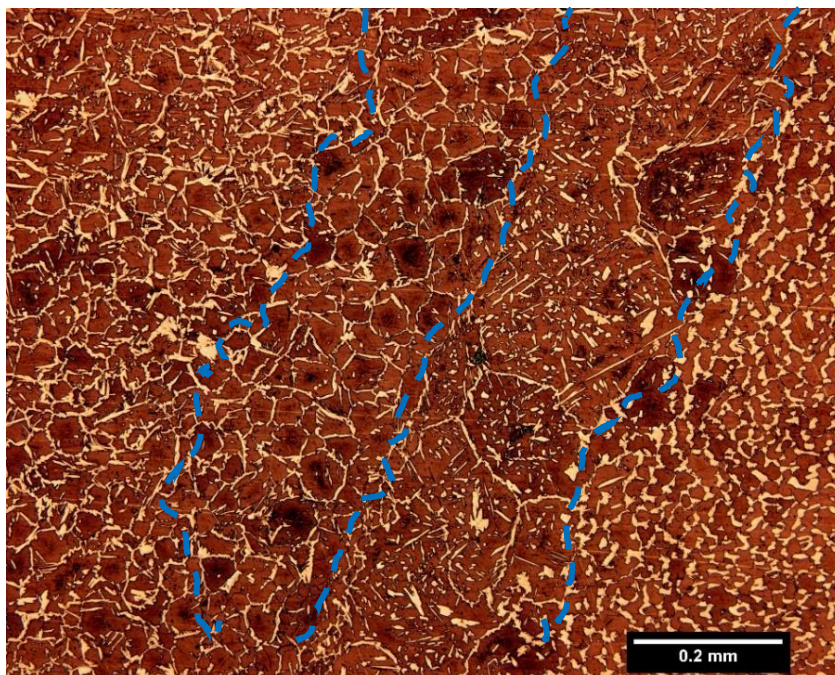
Figura 72. Metalografia mostrando a zona de mistura na região A da figura 74 para soldagem SCF com passo 3/4D.



Fonte: (Autor).

A região B e B2 da figura 73 localizada entre pinos (figura 70), mostra uma zona de mistura onde observa-se o crescimento do grão ferrítico de forma mais intensa.

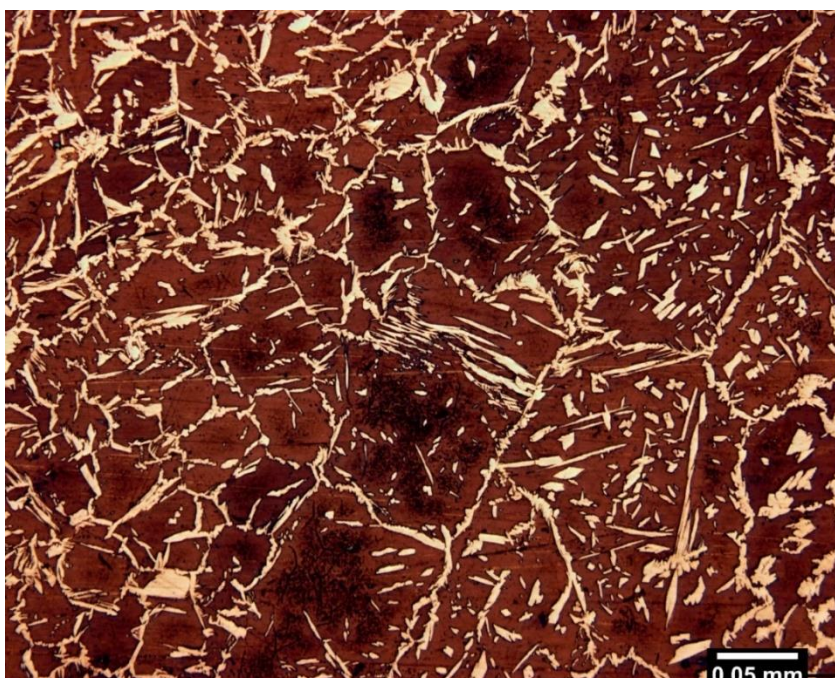
Figura 73. Detalhe da Região B da figura 70 mostrando a ZM. Em destaque o local onde ocorre a predominância de AIG e intenso crescimento de grão ferrítico



Fonte: (Autor).

O percentual da fase ferrita é maior nessa região quando comparado com a soldagem SFPC. A figura 74 mostra a região B2 da figura 70 localizada entre os pinos 1 e 2, onde é possível verificar no núcleo dos grãos ferríticos precipitação de partículas de segunda fase discutida na próxima seção.

Figura 74. Metalografia obtida na região B2 da figura 74. Passo de soldagem 1/3D. Em evidência no centro o crescimento anormal dos grãos ferríticos e no centro nucleação de partículas de segunda fase.

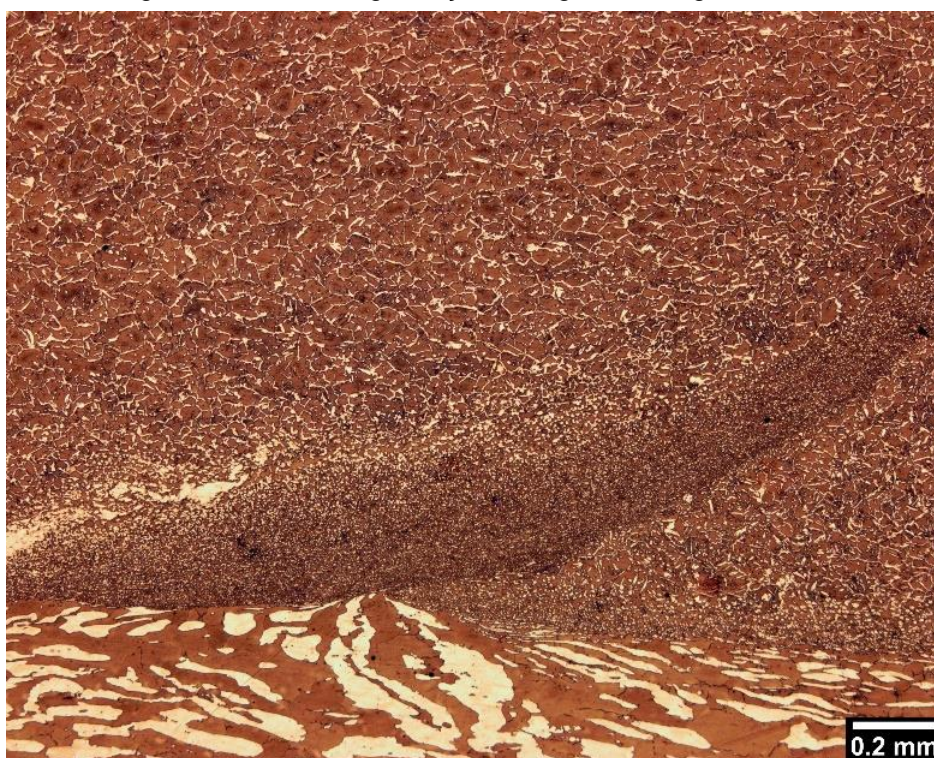


Fonte: (Autor).

A figura 75 e 76 mostram a região C da figura 70 onde ocorre a intersecção entre a curvatura de dois pinos adjacentes na soldagem SCF.

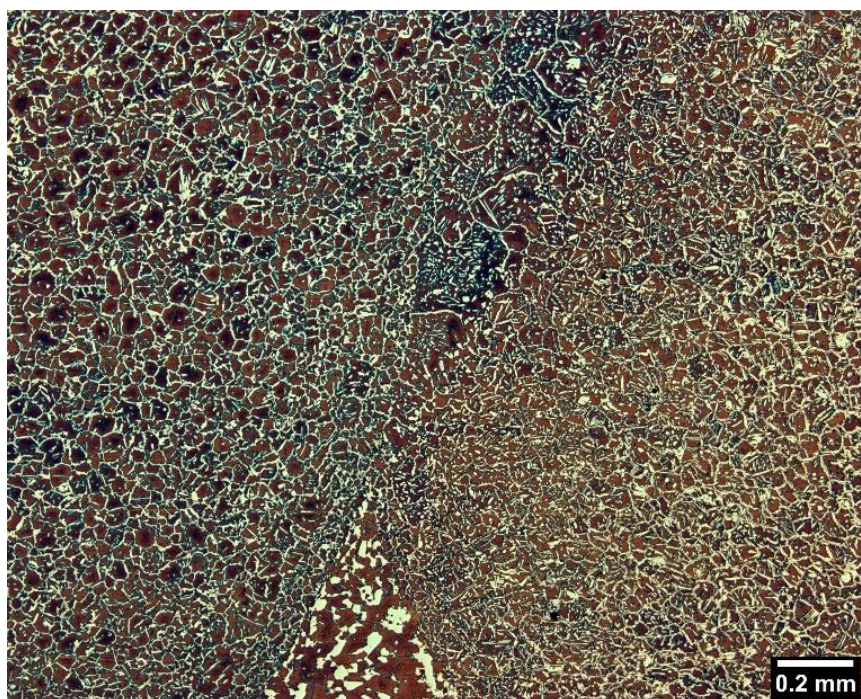
Nessa região entre pinos, a primeira soldagem provocou um aumento da quantidade de ferrita na ZTA e ZTMA do pino e da base. Passos de solda posteriores provocaram novos ciclos térmicos nessa região de interface. Essa interface pino/pino é diferente da interface pino/base. O pino processado na primeira soldagem (que fará a nova interface com o segundo pino a ser soldado), apresenta interface com uma microestrutura alterada, ou seja, fora do balanço inicial pino/base, em que a proporção das fases ferrita/austenita estava otimizada. Um segundo ciclo térmico de exposição em altas temperaturas e altas taxas de resfriamento fará aumentar a quantidade da fase ferrita nessa região.

Figura 75. Metalografia em maior magnificação da região C da figura 74 . Passo 1/3D



Fonte: (Autor).

Figura 76. Metalografia na região C da figura 70. Passo 3/4D.

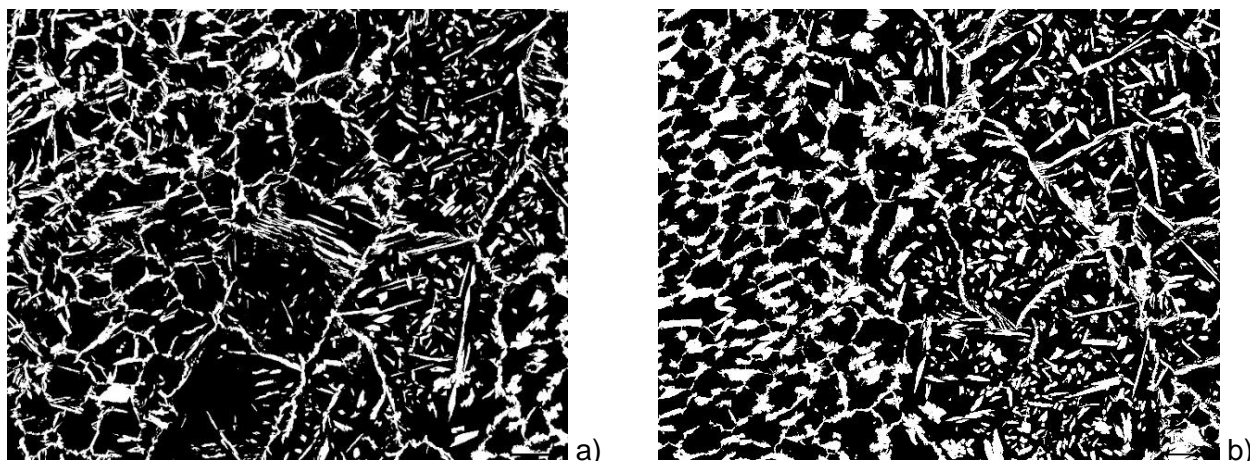


Fonte: (Autor).

4.8.3 Proporção das fases nas amostras SCF

A figura 77 mostra duas imagens binarizadas utilizadas para medida do percentual da fase ferrita na soldagem SCF Passo 1/3D e 1/2D na região B e B2.

Figura 77. Imagens utilizadas para cálculo do percentual de fase ferrita. Extraídas da região B. a) Passo 1/3D e b) Passo 1/2D.



Fonte: (Autor).

A média de 5 medidas de percentual de ferrita realizadas na região B e B2 na ZM das amostras SCF, indicam um aumento no percentual de ferrita, conforme mostrado na tabela 23.

Tabela 23. Valores dos percentuais de ferrita obtidos na ZM da solda SCF região B e B2 (entre pinos).

Medida/região	% Ferrita (média)
Medida 1/ região B	73,45
Medida 2/ região B	71,85
Medida 3/ região B2	76,10
Medida 4/ região B2	75,28
Medida 5/ região B2	79,05
Média	75,14%
Desvio Padrão	2,73

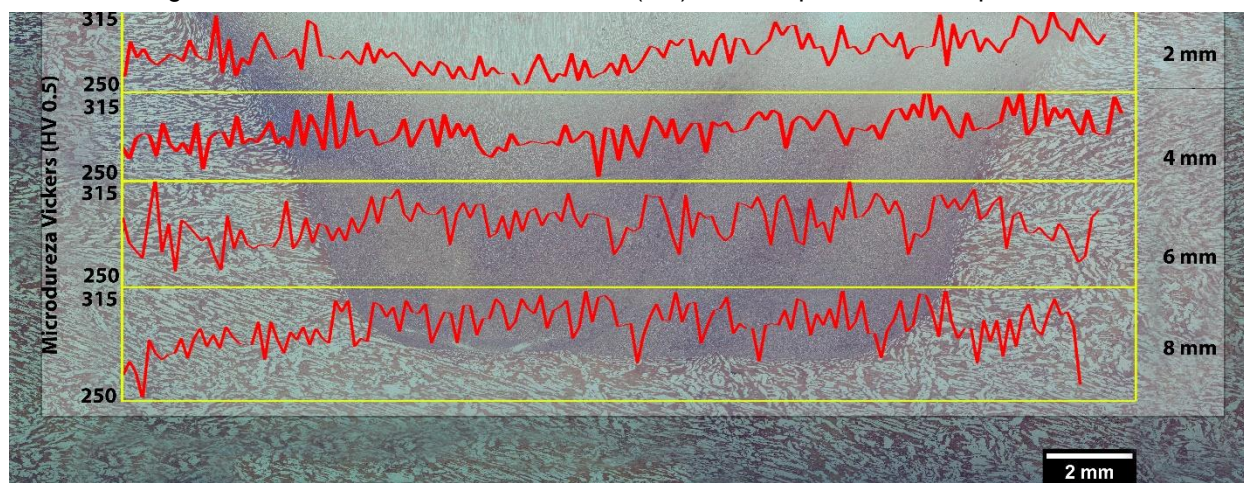
Comparando com os percentuais do material como recebido verificamos que na zona de mistura ocorre um aumento do percentual da fase ferrita ficando acima da faixa recomendada - 30-55%. Nessa região presume-se que as taxas de resfriamento mais elevadas dificultaram o processo de difusão dos elementos estabilizantes da austenita (N; Ni) dificultando a formação de mesma a partir da matriz de Fe- δ .

Se por um lado as altas taxas de resfriamento verificadas no processo SFPC desse trabalho foram suficientes para impedir a precipitação de fases intermetálicas, por outro lado elas dificultaram a formação, a nucleação e o crescimento da fase austenita, já que o nitrogênio ficou aprisionado dentro do grão ferrítico deixando essa região da solda mais ferrítica. Essa quantidade maior da fase ferrita na região de solda contribuiu para o aumento da resistência e diminuição do alongamento do material na junta de solda.

4.9 Perfis de Microdureza SCF

As figuras 78, 79 e 80 mostram os perfis de durezas obtidos nas amostras soldadas com passo 1/3D, 1/2D e 3/4D, respectivamente.

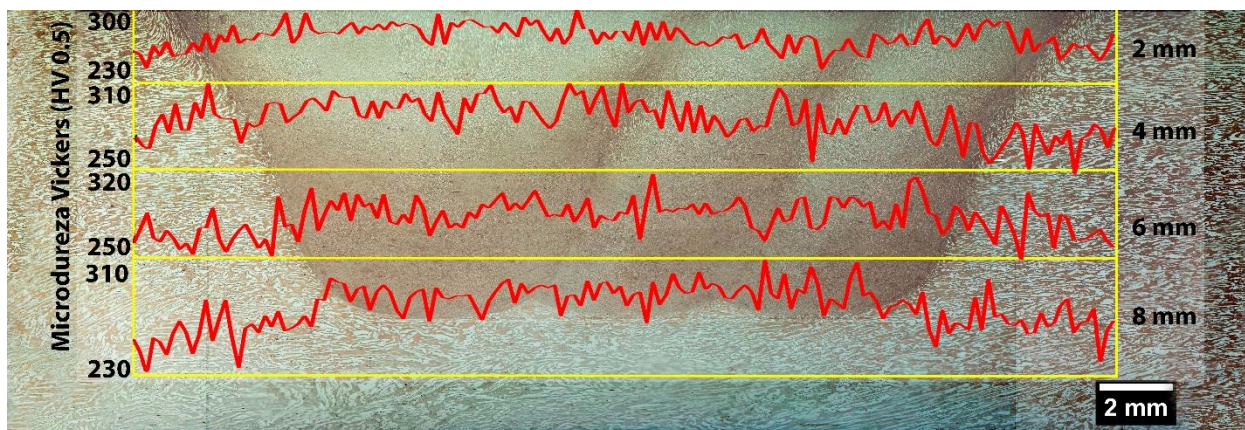
Figura 78. Perfis de microdureza Vickers (HV), medido para SCF com passo 1/3D.



Fonte: (Autor).

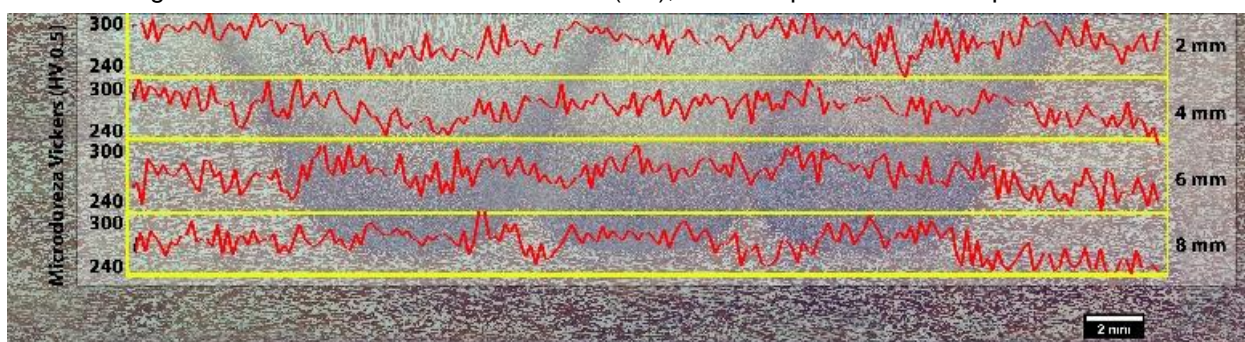
Observa-se nesse caso que os valores sofrem ligeiro aumento em relação à soldagem SFPC BQ12. A dureza medida varia de algo em torno de 250 HV na base, até valores entre 300 e 315 HV dentro do pino.

Figura 79. Perfis de microdurezas Vickers (HV), medidos para SCF com passo 1/2D.



Fonte: (Autor).

Figura 80. Perfis de microdureza vickers (HV), medidos para a SCF com passo 3/4D.



Fonte: (Autor).

Os perfis de dureza da SCF com passo 1/2D e 3/4D seguiram o mesmo padrão da SCF com passo 1/3D. Ou seja, dureza em torno de 230 HV na base aumentando para valores em torno de 280 até 300 HV dentro do pino processado.

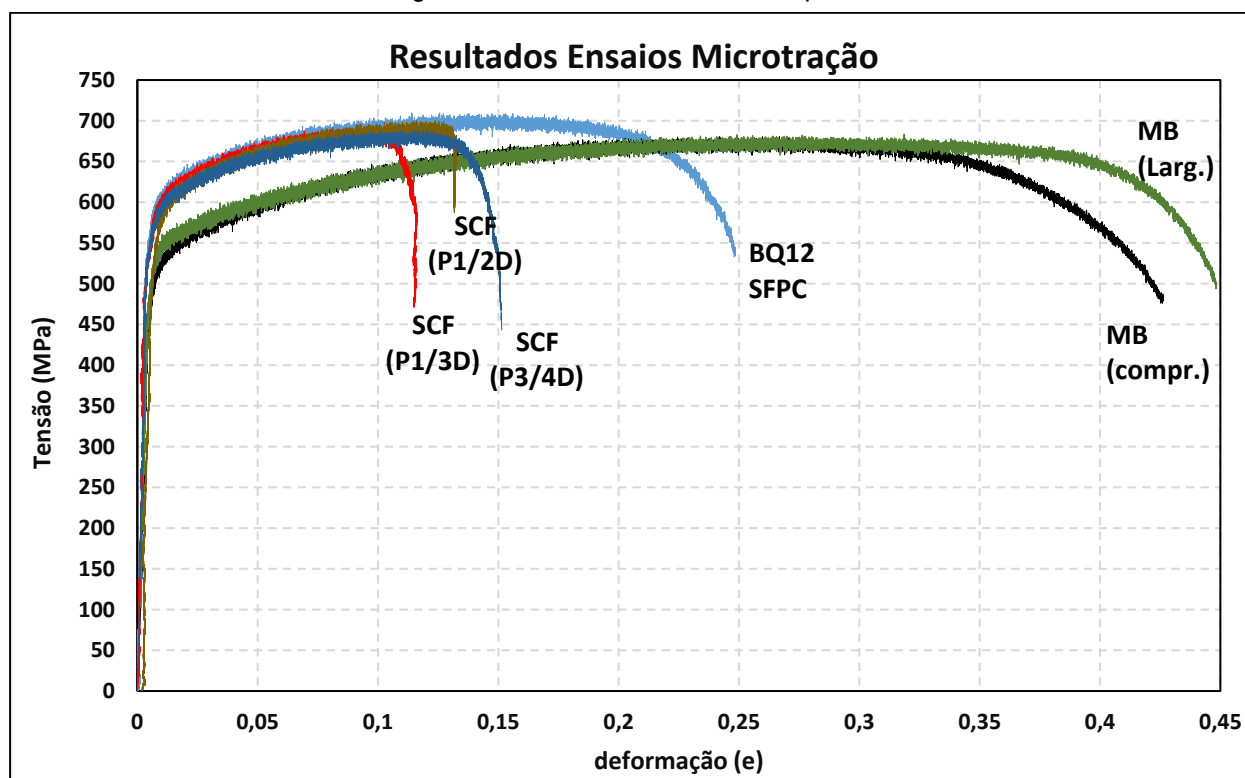
4.10 Ensaios de Microtração

Os dados extraídos dos ensaios de microtração geraram diversos gráficos e uma série de informações que foram organizadas em planilhas eletrônicas.

Obteve-se então a média, desvios padrões, valores máximos e mínimos para as seguintes características do material em cada situação: limite de escoamento, limite de resistência à tração e porcentual de alongamento.

A figura 81 mostra as curvas tensão-deformação representativas dos resultados obtidas para as amostras soldadas. Nesta figura podemos perceber claramente que o processo de soldagem SFPC e SCF diminuíram substancialmente o porcentual de alongamento do material, enquanto ocorre um aumento na resistência mecânica quando comparamos os resultados com as amostras como recebido (metal base – MB)

Figura 81. Curvas tensão x deformação extraídas dos ensaios de microtração, mostrando a diminuição do % de alongamento das amostras soldadas por SFPC e SCF.

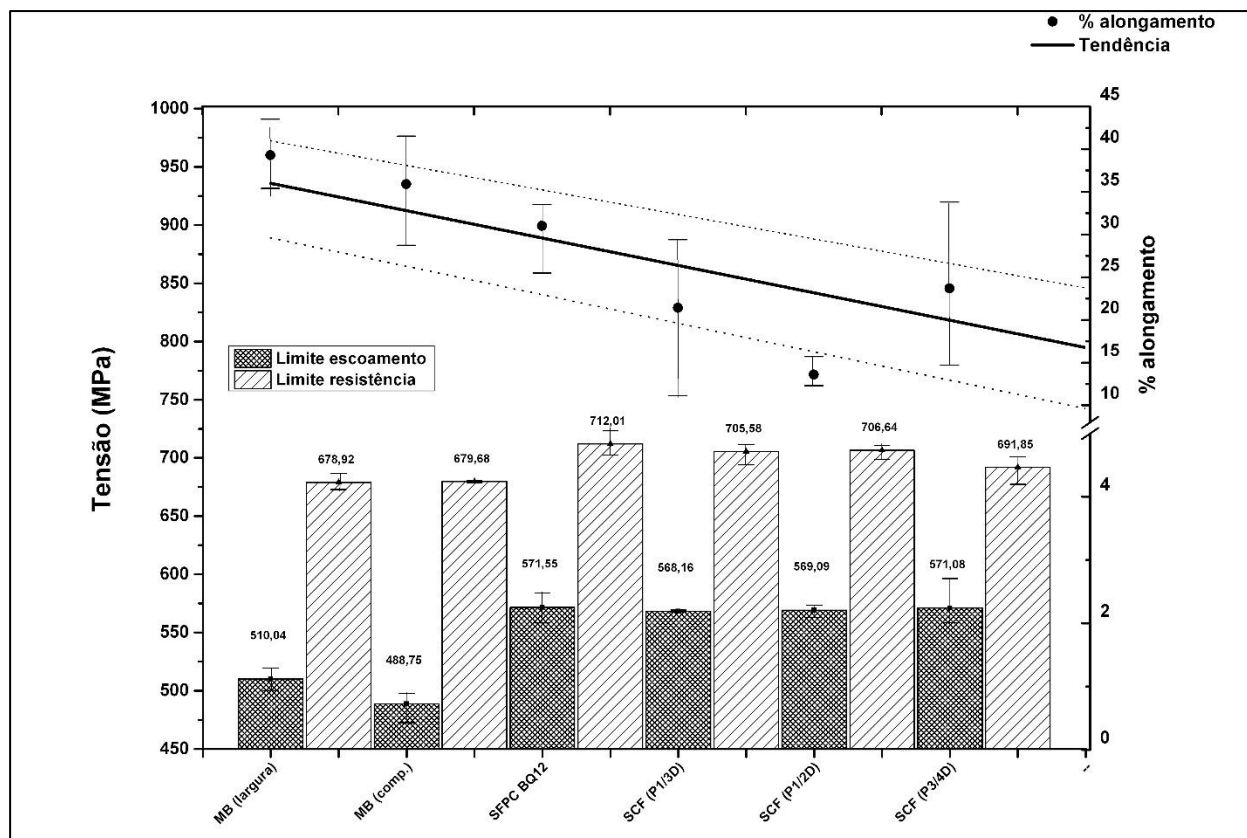


Fonte: (Autor).

A figura 82 compara o material “como recebido”, com as amostras na condição de soldagem SFPC e SCF onde é possível verificar um aumento na resistência mecânica ao mesmo tempo que ocorre uma diminuição do alongamento. Há uma tendência na diminuição da ductilidade e aumento da resistência mecânica nas amostras soldadas.

As amostras MB extraídas no sentido de laminação e no sentido transversal apresentaram pouca diferença nos ensaios de microtração.

Figura 82. Variação das propriedades de tração para o material de base e condições de soldagem SFPC e SCF.



Fonte: (Autor).

De acordo com o que foi já foi discutido, a explicação dos resultados verificados nesses ensaios está relacionada à diminuição da quantidade da fase austenita nas zonas críticas de solda (ferritização na região de solda). O aumento do teor da fase ferrita ocorreu devido às taxas de resfriamento envolvidas nessas regiões que limitou a difusão do nitrogênio, dificultando dessa forma a formação da fase austenita a partir da matriz de ferrita durante o resfriamento.

Esse fato foi comprovado nas análises metalográficas. O aumento na resistência mecânica e diminuição da ductilidade parece ser mais acentuado nas amostras SCF. As metalografias indicam um aumento maior da fase ferrita acompanhada de um substancial aumento do grão ferrítico nas regiões entre pinos, ou seja, no local onde ocorre o sobrepasso de soldagem. Esse fato coincide com resultados encontrados na soldagem multipasse à arco de aços AID's e à laser, onde se verifica a diminuição da quantidade de nitrogênio entre um passo e outro de solda, aumentando a quantidade de ferrita no resfriamento e diminuindo a resistência da junta de solda. (Hosseini et al., 2016; Lai, Cai, Wu, Li, & Hua, 2016).

Além disso, verificou-se nessa região entre soldas, a intensa precipitação de partículas diminutas localizadas no centro dos grãos ferríticos. Alguns trabalhos de pesquisa relacionam esse tipo de precipitação à formação de nitretos (Cr_2N), uma vez que o nitrogênio com a difusão dificultada permanece na matriz ferrítica supersaturada.

4.11 Análise da fratura (Microtração)

A figura 83 mostra as macrografias obtidas dos corpos de prova de pós fratura na microtração.

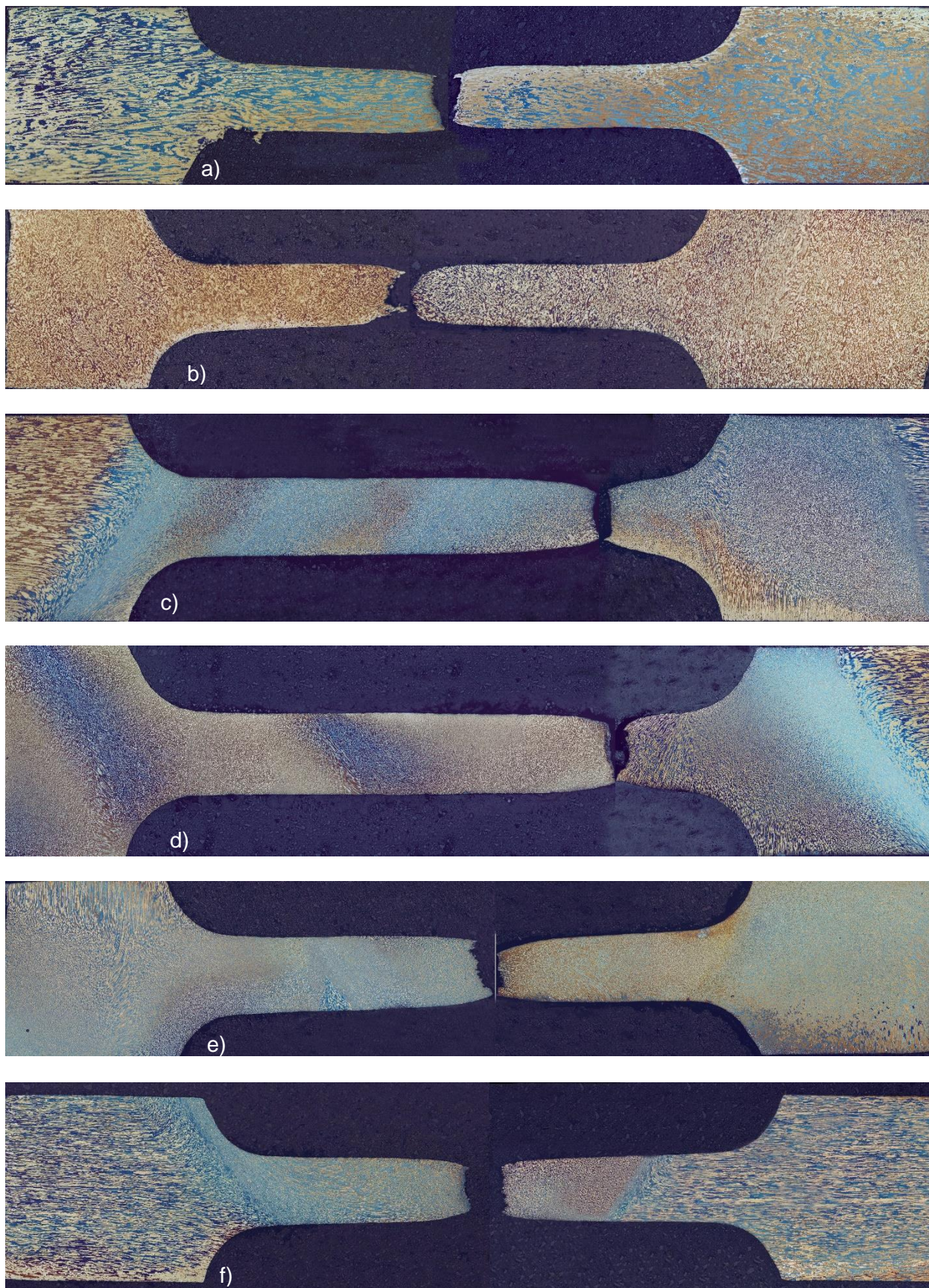
As imagens mostram que a ruptura ocorre distante da linha ou zona de mistura. Essas regiões críticas envolvem exposição da estrutura em altas temperaturas, mitigação da estrutura duplex e nucleação de diferentes tipos de austenita dependendo das taxas de resfriamento envolvidas, além do aumento da quantidade da fase ferrita. A transformação espinodal da fase ferrita (decomposição da ferrita) e formação de nitretos pode ocorrer nessas situações. Um intenso refinamento de grãos na região do pino processado contribui para o aumento da resistência mecânica. Essas regiões localizadas e específicas apresentam maior resistência à deformação plástica durante o ensaio de microtração.

Nas amostras extraídas da SCF a região da solda cobre toda a área útil dos corpos de prova e os resultados do aumento da resistência se tornam mais evidentes.

A estrutura duplex produz um equilíbrio nas suas propriedades vinculando ao AID a alta resistência mecânica dos aços ferríticos e a ductilidade dos aços austeníticos. Porém, os parâmetros adotados no processo produziram um ciclo térmico com altas taxas de resfriamento que dificultaram o equilíbrio da relação entre fases austenita/ferrita. Aumentando a quantidade de ferrita a solda ganha em resistência mecânica, mas perde em termos de ductilidade. Fato confirmado no gráfico mostrado nas figuras 81 e 82.

Como a região mais resistente não deforma facilmente, as regiões não transformadas, ou seja, aquelas regiões inalteradas e não afetadas pelo calor, continuam mais dúcteis e acabam deformando com o aumento da tensão durante o ensaio. Nessas regiões alongadas ocorre a coalescência de microcavidades resultando em fratura da amostra.

Figura 83. Corpos de prova rompidos após ensaios de microtração. a) MB (comprimento); b) MB (largura.); c) SCF passo 1/3D; d) SCF passo 1/2D; e) SCF passo 3/4D; f) SFPC-BQ12.

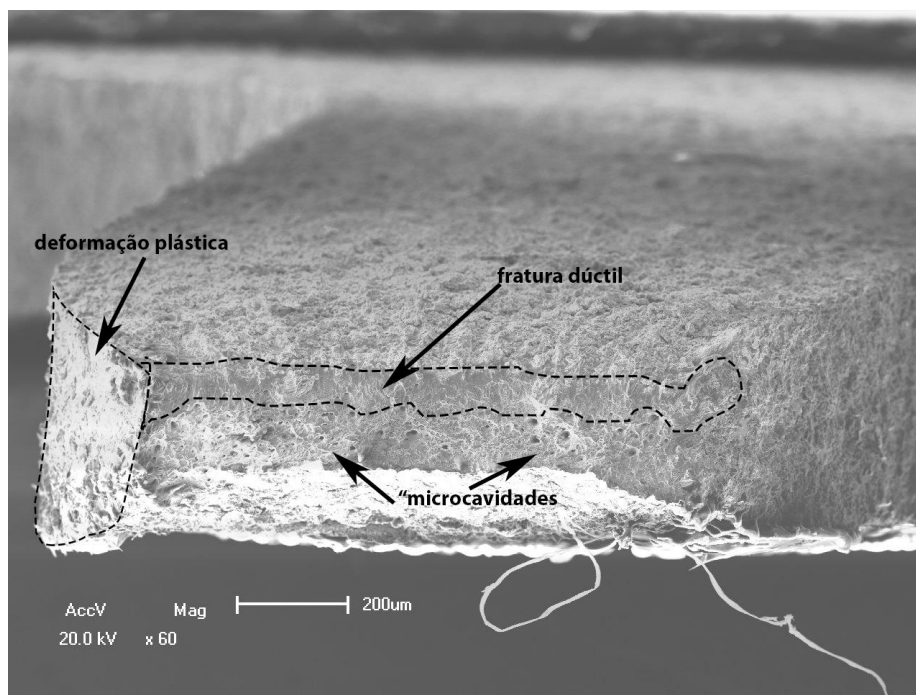


Fonte: (Autor).

4.12 Análise da Fratura em Microscopia Eletrônica e Varredura (MEV)

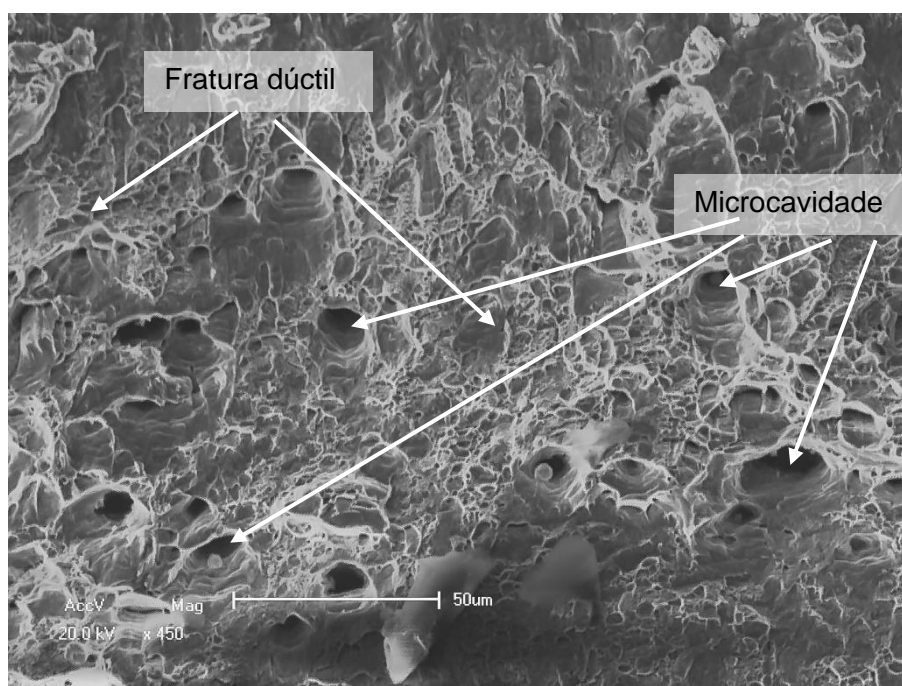
Análise em MEV das amostras após ensaios de microtração indicam que todas as amostras apresentaram um comportamento similar, ou seja, fratura dúctil com deformação plástica e com coalescência de microcavidades na porção central da amostra, conforme verificado nas figuras 84, 85 e 86.

Figura 84. Microscopia eletrônica de varredura (MEV) obtida da fratura da amostra BQ 12 após ensaio de microtração.



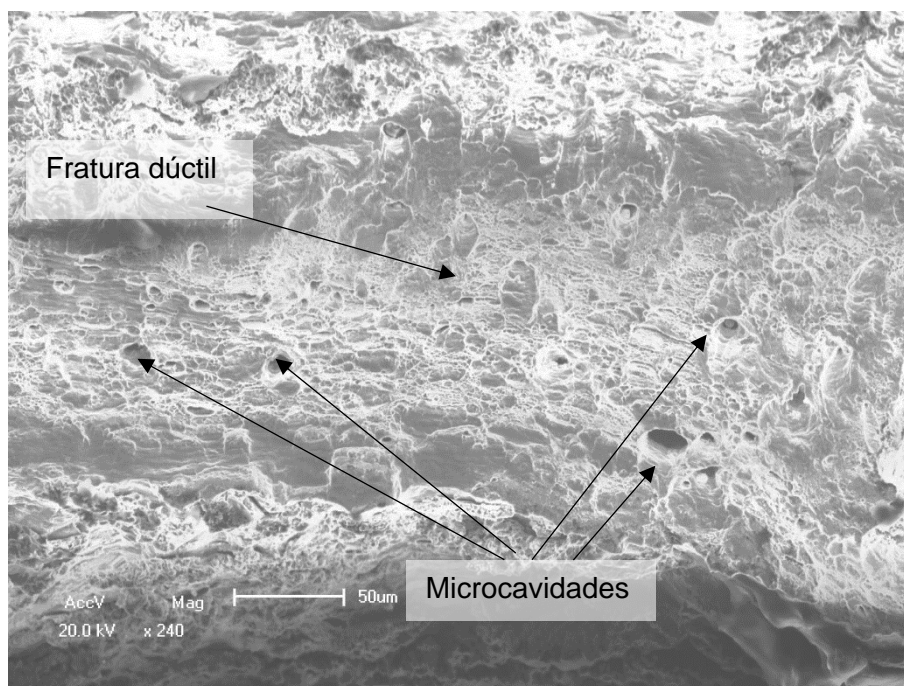
Fonte: (Autor).

Figura 85. Imagem de microscopia eletrônica de varredura (MEV) obtida da amostra SFPC-BQ12 mostrando a fratura dúctil e microcavidades.



Fonte: (Autor).

Figura 86. Imagem de microscopia eletrônica de varredura obtida da amostra SCF-P3/4D mostrando a fratura dúctil e microcavidades.

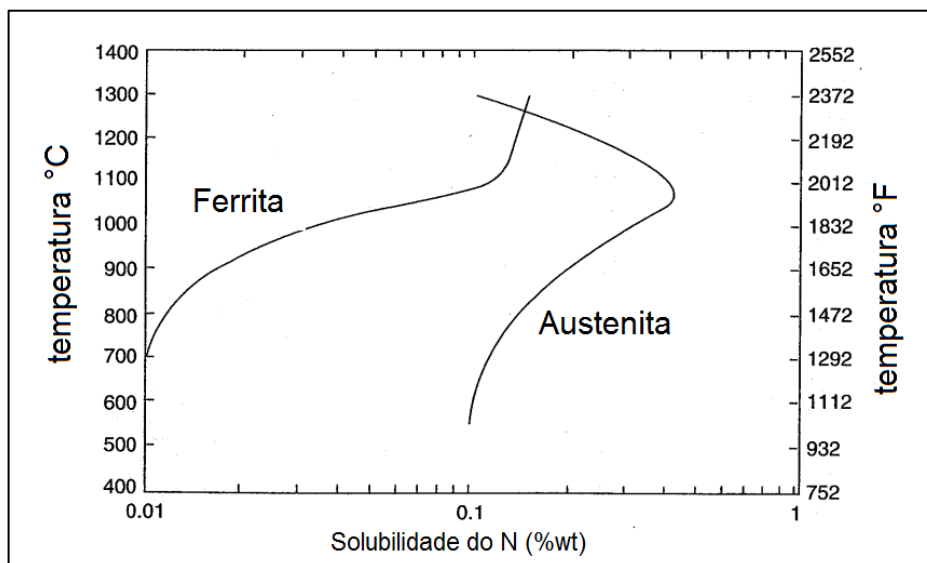


Fonte: (Autor).

4.13 Formação de nitretos - Discussão dos resultados

Aços AID possuem um teor de nitrogênio entre 0,1 – 0,3%. No material específico utilizado nesse trabalho de pesquisa os teores estão em média 0,2%. A figura 87 mostra a relação entre a solubilidade do nitrogênio com a temperatura e se pode verificar que esse teor está muito acima do limite de solubilidade na ferrita em temperaturas acima de 1000°C. Já a solubilidade na austenita nessa temperatura é muito maior. Essa diferença de solubilidade do nitrogênio tem importantes implicações no que diz respeito a precipitação de nitretos em aços AID's. Quando a microestrutura está balanceada (aproximadamente 50% de cada fase), o nitrogênio se distribui entre a ferrita e a austenita e permanece predominantemente em solução sólida. Entretanto, se o teor de ferrita- δ é alto (tal como ocorre no metal de solda, na ZTA e nas zonas de mistura para os casos de soldagem por atrito), e sob condições de rápido resfriamento, uma intensa reação de precipitação de nitretos ocorre durante o resfriamento, uma vez que o limite de solubilidade na ferrita é excedido e o nitrogênio tem tempo insuficiente para se distribuir na austenita. Em geral, esses nitretos são ricos em cromo e são primeiramente pensados como Cr_2N . As consequências dessa intensa precipitação são mais notadamente perda de ductilidade, tenacidade e resistência à corrosão (J. C. Lippold, 2005).

Figura 87. Solubilidade do nitrogênio na ferrita e na austenita. (Construído por J. C. Lippold, baseado em diversos dados da literatura).

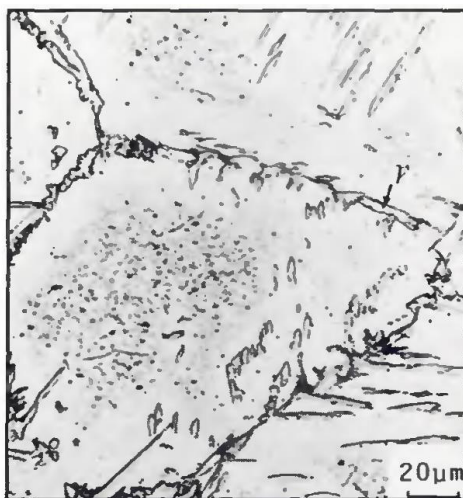


Fonte: (J. C. Lippold, 2005)

Muitos trabalhos de pesquisas apontam que altas taxas de resfriamento a partir da temperatura de solubilidade podem dificultar a difusão do nitrogênio estabilizante da fase austenítica, permanecendo presos em uma matriz supersaturada de Fe- δ . O excesso de nitrogênio no grão ferrítico pode provocar a formação de nitretos Cr_2N . (Perren, R., A., *et. al.*, 2001; Hereñú, S. *et. al.*, 2014).

A figura 88 mostra uma imagem da zona de fusão de um aço inoxidável duplex 2205 soldado pelo processo TIG sem metal de adição (Tungsten Inert Gas), extraído dos trabalhos de Ogawa e Koseki (T. Ogawa, 1989). Os autores observam o aumento no teor de ferrita que chega a 74% após soldagem contra 49% no metal base “como recebido”. Podemos verificar também intensa precipitação de nitretos de cromo. As áreas mais próximas da austenita estão livres de nitretos porque o nitrogênio originário dessas regiões tem tempo suficiente para difundir para a austenita.

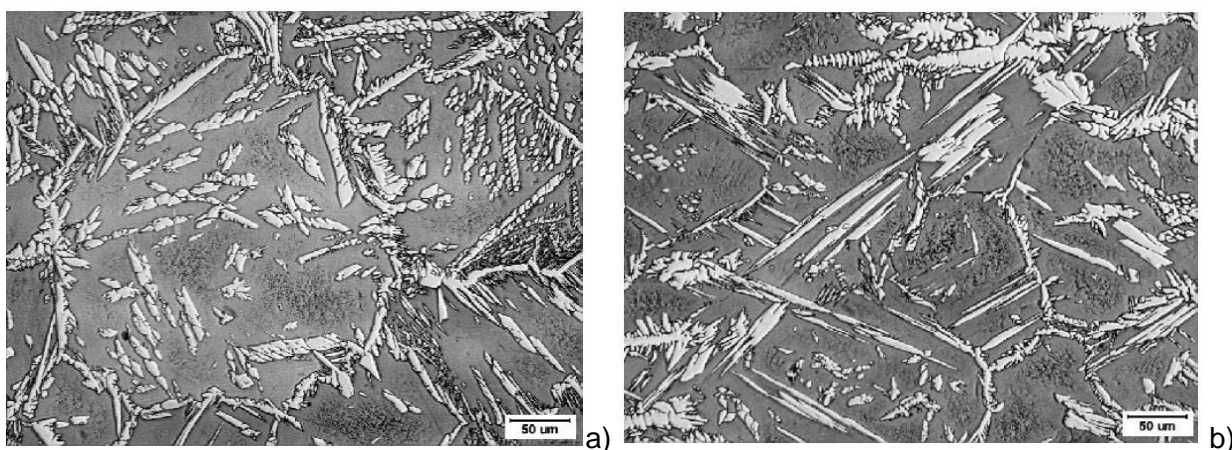
Figura 88. Zona de fusão de uma soldagem TIG em aço AID 2205 mostrando a formação de nitretos no centro do grão ferrítico.



Fonte (T. Ogawa, 1989)

A figura 89 mostra uma metalografia de um aço AID UNS S32205 e UNS S32760, obtida do trabalho de Ramirez *et al* 2002, onde foi realizado um tratamento de ferritização de diversas amostras de aço AID's. Observa-se intensa formação de nitretos dentro do grão ferrítico. Nesse tratamento as amostras foram submetidas a aquecimento até 1350°C sob taxa de 350°C/s e resfriadas a 75°C/s na faixa de temperatura entre 1350°C e 1000°C. Os nitretos intragranulares foram identificados através de difração eletrônica sendo do tipo Cr_2N . (Ramirez, Lippold, & Brandi, 2003)

Figura 89. Metalografias de aços AID's mostrando precipitação de nitretos nos centros de grãos ferríticos. a) Aço AID UNS S32205 e b) Aço AID UNS S32760.



Fonte: (Ramirez, 2002).

Da literatura técnica sabe-se que energia de soldagem muito baixa conduzem a altos teores de ferrita e intensa formação de nitretos de cromo, enquanto que energia de soldagem

elevada ou exposição entre 1200°C e 400°C tendem a produzir precipitados frágeis como fase Sigma e Chi (Emel Taban, 2008; E. Taban & Kaluc, 2011; Tavares et al., 2007).

Alguns trabalhos registram também diminuição do teor de nitrogênio entre passos de soldagem realizadas em soldagens TIG e a soldagem a laser com AID's. (Hosseini, V. A., *et. al.*, 2016; Lai, R., *et. al.*, 2016). Essas perdas podem causar o aumento da quantidade de fase ferrita em detrimento da fase austenita.

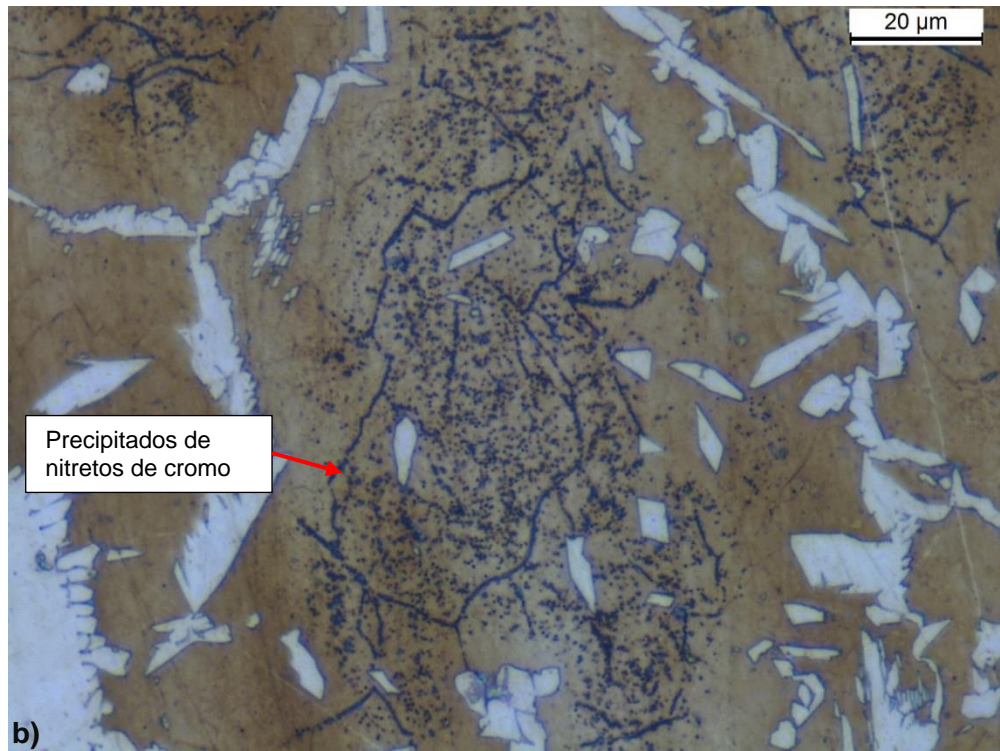
As figuras 90 e 91 extraídas da amostra SCF passo 1/3D evidenciam a intensa formação de precipitados no núcleo do grão ferrítico, muito possivelmente nitretos conforme indicado nos dados já citados obtidos da literatura técnica especializada.

Figura 90. Imagem metalográfica na zona de mistura na região B2 da soldagem SCF passo 1/3D evidenciando precipitação no interior do grão ferrítico.



Fonte: (Autor).

Figura 91. Nitretos precipitados núcleo do grão ferrítico (pontos escuros). Imagem extraída da mesma região da figura 90 (com maior magnitude).



Fonte: (Autor).

5. Conclusões

A partir da análise dos resultados obtidos é possível concluir que:

- Os dados da análise térmica, apesar de qualitativos, indicam taxas de resfriamento de aproximadamente 40°C/s na região distante da ZTMA de cerca de 2 mm. Dessa forma, presume-se que na ZTMA essas taxas devem ser mais altas aproximando-se com os dados da literatura técnica ($\cong 70^\circ\text{C/s}$). Essas taxas elevadas dificultam a difusão do nitrogênio cuja função na soldagem é de extrema importância para o equilíbrio das fases austenita/ferrita. O nitrogênio preso no interior do grão da ferrita primária é utilizado para formação de nitretos de cromo (Cr_2N) aumentando o percentual de ferrita nessa região.
- Os processos SFPC e SCF causam modificações microestruturais na morfologia original do aço inoxidável duplex UNS S31803 e o aumento da fase ferrita.
- Nessas regiões, sobretudo na zona de mistura, observa-se a presença dos três tipos de austenita: austenita alotrópica de contorno de grão (ACG), austenita de Windsmantäten (AW) e austenita intragranular (AIG).
- Os ensaios de impacto Charpy das amostras verificadas apresentaram dados de resistência ao impacto aceitáveis de acordo com os valores exigidos pela norma ASTM A923.
- Ocorre um aumento da quantidade da fase ferrita na ZM, tanto no processo SFPC, como também no processo SCF, sendo maior nas ZM da SCF.
- O aumento da quantidade da fase ferrita na ZM da soldagem SFPC está relacionado ao ciclo térmico de soldagem, uma vez que essa região fica exposta à altas temperaturas (no campo monofásico da ferrita δ) e experimentando altas taxas de resfriamento.
- O maior aumento da quantidade da fase ferrita na soldagem SCF está relacionado aos passes de soldagem que conduz novos ciclos térmicos repetindo o processo de ferritização comentado no item anterior para a soldagem SFPC.
- Nas regiões de ligação entre pino e base, as metalografias revelam a existência de partículas de segunda fase nucleadas no centro de grãos ferríticos. Possivelmente nitretos de cromo (Cr_2N), que segundo a literatura técnica nucleiam no interior de grãos ferríticos supersaturados resfriados sob altas taxas de resfriamento.
- O refino de grão, o encruamento localizado, o aumento da quantidade de ferrita a formação de nitretos de cromo promovem aumento na resistência da junta. Fato confirmado pelo aumento da dureza ao longo da região de solda e pelo aumento da resistência mecânica observado nos dados extraídos dos ensaios de microtração.

- Em comparação ao material original “como recebido”, tanto as amostras soldadas pelo processo SFPC como SCF apresentaram um aumento de resistência mecânica e uma diminuição significativa no alongamento. As metalografias e as análises da quantidade de ferrita nas regiões críticas indicam que os motivos desse comportamento se devem ao aumento do teor de ferrita e formação de nitretos de cromo.
- Os dados dos ensaios de tração e as metalografias indicam uma maior tendência de aumento da quantidade de ferrita nos sobrepassos de soldagem SCF. Isso se reflete em uma maior diminuição do percentual de alongamento dessas amostras quando comparadas com as amostras do processo SFPC.

6. Proposta de trabalhos futuros

Como resultado desse trabalho, é possível sugerir os seguintes trabalhos de pesquisa para o futuro:

- Análise do teor de nitrogênio na ZM após processo de soldagem e sobretudo a cada passo de soldagem no caso de SCF, para verificar se a causa do aumento do teor de ferrita ocorre pela perda de N durante a soldagem, tal como ocorre em outros processos e está registrado em trabalhos de pesquisa mais recentes.
- Análise dos precipitados verificados em SCF na ZM dentro dos grãos ferríticos visando a confirmação da presença de Cr_2N .
- Análise de corrosão na ZM das amostras soldadas para verificar a influência do aumento do teor de ferrita.
- Verificar a influência dos parâmetros operacionais na energia de soldagem e sua influência na qualidade da junta produzida em aço AID's.
- Realização de soldagem com maior aporte térmico objetivando alcançar taxas de resfriamento mais lentas e maior formação da fase austenita na ZM, ZTA e ZTMA.

7. Referências Bibliográficas

- Ajith, P. M., Sathiya, P., & Aravindan, S. (2014). Characterization of microstructure, toughness, and chemical composition of friction-welded joints of UNS S32205 duplex stainless steel. *Friction*, 2(1), 82-91. doi: 10.1007/s40544-014-0042-6
- Alvarez-Armas, I. (2008). Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. *Recent Patents on Mechanical Engineering*(1), 51-57.
- Ambroziak, A., & Gul, B. (2007). Investigations of underwater FHPP for welding steel overlap joints. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 7(2), 67-76. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1644-9665\(12\)60212-X](http://dx.doi.org/10.1016/S1644-9665(12)60212-X)
- Atamert, S., & King, J. E. (1991). Elemental partitioning and microstructural development in duplex stainless steel weld metal. *Acta Metallurgica et Materialia*, 39(3), 273-285.
- AWS. (2001). *AMERICAN WELDING SOCIETY, Welding Handbook – Welding Technology*. (7. 9th ed. Vol. 1). Miami.
- Charles, J. (2008). Duplex stainless steels, a review after DSS'07 in Grado. *Revue de Métallurgie*, 105(03), 155-171.
- Charles, J. F., R. A. (2008). *Aços Inoxidáveis Duplex e Aplicações em Óleo e Gás: Uma revisão incluindo a nova oferta da ArcelorMittal* Paper presented at the Seminário Brasileiro Inox de 2008, São Paulo-SP.
- Chater, J. (2010). The European market for duplex stainless steels: rapid growth expected. *Stainless Steel World*.
- Chen, L., Tan, H., Wang, Z., Li, J., & Jiang, Y. (2012). Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels. *Corrosion Science*, 58, 168-174. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2012.01.018>
- Chen, T. H., & Yang, J. R. (2002). Microstructural characterization of simulated heat affected zone in a nitrogen-containing 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 338(1–2), 166-181. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00065-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00065-5)
- Chludzinski, M. (2013). *Avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas por fricção com pino consumível*. (Tese de Doutorado), Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia.
- Chludzinski, M., Paes, M. P., Bastian, F. L., & Strohaecker, T. R. (2012). Fracture toughness of Friction Hydro-Pillar Processing welding in C–Mn steel. *Materials & Design*, 33, 340-344.
- Chumbley, L. S. (2005). *Clean Cast Steel Technology: Determination of Transformation Diagrams For Duplex Stainless Steel*.
- Cogo, G. (2011). *Processamento de pinos por atrito: avaliação de características mecânicas e metalúrgicas de aços estruturais unidos pelo processo FTPW (Friction Taper Plug*

Welding). (Trabalho de Diplomação. Graduação), Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Colpaert, H. (2008). *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*: Edgard Blücher.

Cui, L., Yang, X., Wang, D., Hou, X., Cao, J., & Xu, W. (2014). Friction taper plug welding for S355 steel in underwater wet conditions: Welding performance, microstructures and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 611, 15-28. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2014.04.087>

Danoix, F., & Auger, P. (2000). Atom Probe Studies of the Fe–Cr System and Stainless Steels Aged at Intermediate Temperature: A Review. *Materials Characterization*, 44(1–2), 177-201. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S1044-5803\(99\)00048-0](http://dx.doi.org/10.1016/S1044-5803(99)00048-0)

Diehl, I. L. (2013). *Análise de Diferentes Configurações de Termopar para Medição de Temperaturas Próximas à Cordões de Solda*. (Trabalho de Graduação), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre - RS.

Eckenrod, J. J., & Pinnow, K. E. (1984). Effects of Chemical Composition and Thermal History on the Properties of Alloy 2205 Duplex Stainless Steel. *New developments in stainless steel technology*, 77-87.

Elmer, J. W. K., D.D. . (1993). *ASM - Metals Handbook. WELDING, BRAZING, AND SOLDERING. Fundamentals of Friction Welding*. (Vol. 6).

Gooch, T. G. (2000). *Welding New Stainless Steels for the Oil and Gas Industry*. Paper presented at the In: Corrosion NACE Expo 2000, 55th Annual Conference and Exposition, Orlando, USA.

Hättestrand, M., Larsson, P., Chai, G., Nilsson, J.-O., & Odqvist, J. (2009). Study of decomposition of ferrite in a duplex stainless steel cold worked and aged at 450–500°C. *Materials Science and Engineering: A*, 499, 489-492.

Hayes, F. H., Hetherington, M. G., & Longbot, R. D. (1990). Thermodynamics of duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, 6, 263-272.

Hereñú, S., Moscato, M. G., Alvarez, I., & Armas, A. F. (2014). The Influence of Chromium Nitrides Precipitation on the Fatigue Behavior of Duplex Stainless Steels. *Procedia Engineering*, 74, 179-182. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2014.06.246>

Hosseini, V. A., Wessman, S., Hurtig, K., & Karlsson, L. (2016). Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel. *Materials & Design*, 98, 88-97. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2016.03.011>

Iacoviello, F., Boniardi, M., & La Vecchia, G. M. (1999). Fatigue crack propagation in austeno-ferritic duplex stainless steel 22 Cr 5 Ni. *International Journal of Fatigue*, 21(9), 957-963. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0142-1123\(99\)00076-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0142-1123(99)00076-6)

Iacoviello, F., Casari, F., & Gialanella, S. (2005). Effect of “475 °C embrittlement” on duplex stainless steels localized corrosion resistance. *Corrosion Science*, 47(4), 909-922. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2004.06.012>

Iacoviello, F., Galland, J., & Habashi, M. (1998). A thermal outgassing method (t.o.m.) To measure the hydrogen diffusion coefficients in austenitic, austeno-ferritic and ferritic-perlitic steels. *Corrosion Science*, 40(8), 1281-1293. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X\(97\)00145-5](http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X(97)00145-5)

- Iacoviello, F., Habashi, M., & Cavallini, M. (1997). Hydrogen embrittlement in the duplex stainless steel Z2CND2205 hydrogen-charged at 200°C. *Materials Science and Engineering: A*, 224(1–2), 116-124. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(96\)10545-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(96)10545-1)
- Ibrahim, O. H., Ibrahim, I. S., & Khalifa, T. A. F. (2010). Impact behavior of different stainless steel weldments at low temperatures. *Engineering Failure Analysis*, 17(5), 1069-1076. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfailanal.2009.12.006>
- J. C. Lippold, K., D. J. . (2005). *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel*: Wiley Interscience Publications.
- Jardim, M. P. G., R. A.; Paes, M. T. P.; Pires, R. R.; Franco, V. L. D. S.; Franco, S. D. (2007). Efeito da Geometria do Pino e do Furo no Reparo por Atrito - Resultados Preliminares. *Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração. ABM*, 4(2), 27-32. doi: <http://dx.doi.org/10.4322/tmm.00402006>
- Kang, D. H., & Lee, H. W. (2012). Effect of Different Chromium Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of Multipass Weld Joint of Duplex Stainless Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43(12), 4678-4687. doi: 10.1007/s11661-012-1310-6
- Kaplan, D., & Murry, G. (2008). Thermal, Metallurgical and Mechanical Phenomena in the Heat Affected Zone *Metallurgy and Mechanics of Welding* (pp. 89-131): ISTE.
- Kotecki, D. J., & Siewert, T. A. (1992). WRC-1992 constitution diagram for stainless steel weld metals: a modification of the WRC-1988 diagram. *Welding Journal* 71, 171-178.
- Kou, S. (2003). *Welding Metallurgy* (2° ed.): Wiley-Interscience.
- Lai, R., Cai, Y., Wu, Y., Li, F., & Hua, X. (2016). Influence of absorbed nitrogen on microstructure and corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel joint processed by fiber laser welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 231, 397-405. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.01.016>
- Lessa, C. R. d. L. (2011). *Soldagem FHPP - processo e metalurgia nas transformações das fases de um aço C-Mn*. (Dissertação de Mestrado), Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Escola de Engenharia.
- Lessa, C. R. d. L. (2016). *Qualificação Metalúrgica do Processo de Soldagem FHPP Aplicado no Aço Inoxidável Duplex SAF 2205*. (Tese de Doutorado), Programa de Pós Graduação de Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPG3M. Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.
- Li, S., Yang, X., Cui, L., & Yin, Y. (2016). Influence of weld geometry and process parameters on the quality of underwater wet friction taper plug welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 1-13. doi: 10.1007/s00170-016-8358-1
- Liljas, M. (2008). *80 years with duplex steels, a historic review and prospects for the future*. Paper presented at the 6 th European Stainless Steel Conference, Helsinki.
- Lo, K. H., Shek, C. H., & Lai, J. K. L. (2009). Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 65(4), 39-104. doi: <https://doi.org/10.1016/j.mser.2009.03.001>
- Londoño, A. J. R. (1997). *Estudo da precipitação de nitreto de cromo e fase sigma por simulação térmica da zona afetada pelo calor na soldagem multipasse de aços inoxidáveis duplex*. (Dissertação (Mestrado)), Escola Politécnica da Universidade de São Paulo., São Paulo.

- López, F. S. (2010). *Montagem e Avaliação de uma Máquina de Solda por Fricção*. (Dissertação (Mestrado), Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalurgia e Materiais. PPG3M. Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS).
- Loureiro, J. P. (2010). *Caracterização do aço inoxidável duplex UNS S31803 pela técnica não destrutiva de correntes parasitas pulsada*. (Trabalho de conclusão de curso - Graduação), Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio de Janeiro.
- Macedo, M. M. (2011). *Caracterização metalúrgica e mecânica em uma junta soldada de aços AISI 316L e BS EN10025 pelo processo de FTPW (Friction Taper Plug Welding)*. (Diplomação Graduação), Universidade Federal do Rio Grande do Sul.
- Machado, R. B. (2016). *Efeitos do Processo de Soldagem por Fricção com Pino Consumível sobre a microestrutura de um aço inoxidável duplex UNS S 31803*. (Dissertação de Mestrado.), UFRGS - Universidade Federal do Rio Grande do Sul., Porto Alegre - RS.
- Magnabosco, R. (2001). *Influência da microestrutura no comportamento eletroquímico do aço inoxidável UNS S31803 (SAF 2205)*. (Tese de Doutorado), Universidade de São Paulo. Escola Politécnica.
- Magnabosco, R. (2005). *Formação de fase sigma no aço inoxidável duplex UNS S31803 durante envelhecimento isotérmico entre 700°C e 900°C*. Paper presented at the 60º Congresso Internacional Anual da ABM, Belo Horizonte - MG. Brasil
- Magnabosco, R. (2010). Cinética das transformações de fase em aço inoxidável superduplex (pp. 58p.): Fundação Educacional Inaciana Pe. Saboia de Medeiros -FEI. Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos – CDMatM-FEI. Departamento de Engenharia Mecânica. Centro Universitário da FEI.
- Magnabosco, R., & Alonso-Falleiros, N. (2005a). Pit Morphology and Its Relation to Microstructure of 850°C Aged Duplex Stainless Steel. *Corrosion*, 61(2), 130-136. doi: 10.5006/1.3278167
- Magnabosco, R., & Alonso-Falleiros, N. (2005b). Sigma Phase Formation and Polarization Response of UNS S31803 in Sulfuric Acid. *Corrosion*, 61(8), 807-814. doi: 10.5006/1.3278215
- Marinelli, M. C., Krupp, U., Kübbeler, M., Hereñú, S., & Alvarez-Armas, I. (2013). The effect of the embrittlement on the fatigue limit and crack propagation in a duplex stainless steel during high cycle fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2013.03.034>
- Marques, P. V., & Modenesi, P. J. (2014). Algumas equações úteis em soldagem. *Soldagem & Inspeção*, 19, 91-101.
- Marques, P. V. P. J., Modenesi & A. Q. Bracarense. (2009). *Soldagem: Fundamentos e Tecnologia* (3º Edição ed.): UFMG.
- Martinazzi, D. L., C. d. L.; Figueiredo, A. P.; Machado, R. B.; Garcia, K. L.; Fanezi, C.; Pissanti, D. R.; Strohaecker, T. R. (2015). *Determinação dos melhores parâmetros de processo para soldagem por FHPP do aço inoxidável duplex UNS 31803*. Paper presented at the XLI CONSOLDA. Congresso Nacional de Soldagem, Salvador - BA.
- Martins, M., & Casteletti, L. C. (2007). Aços Inoxidáveis Duplex e Super Duplex - Obtenção e Caracterização. *Fundição & Serviços*, ano 17(nº169).

- Mateo, A., Llanes, L., Anglada, M., Redjaimia, A., & Metauer, G. (1997). Characterization of the intermetallic G-phase in an AISI 329 duplex stainless steel. *Journal of Materials Science*, 32(17), 4533-4540. doi: 10.1023/A:1018669217124
- Maurer, B. (2012). Duplex Usage in the Oil and Gas Industry. Retrieved 03/07/2017, 2017, from <http://www.pennstainless.com/blog/2012/08/duplex-usage-in-the-oil-and-gas-industry/>
- Meyer, A. (2003). *Friction Hydro Pillar Processing. Bonding Mechanism and Properties*. (Dissertation angenommene Arbeit), GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH • Geesthacht
- Mohammed Asif, M., Shrikrishna, K. A., Sathiya, P., & Goel, S. (2015). The impact of heat input on the strength, toughness, microhardness, microstructure and corrosion aspects of friction welded duplex stainless steel joints. *Journal of Manufacturing Processes*, 18, 92-106. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmapro.2015.01.004>
- Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S. K., & Sundaresan, S. (2003). Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering: A*, 358(1-2), 9-16. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00077-7](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00077-7)
- Nicholas, E. D. (2003). Friction Processing Technologies. *Welding in the World*, 47(11-12), 2-9. doi: 10.1007/BF03266402
- Nilsson, J. O. (1992). Super duplex stainless steels. *Materials science and technology*, 8(8), 685-700.
- Oliveira, I. P. G., & Luz, T. S. (2013). Estudo do processo de fabricação de tubos flexíveis de aço inoxidável duplex UNS 32304 utilizados na indústria de petróleo e gás. *Soldagem & Inspeção*, 18, 02-11.
- Park, C.-J., Ahn, M.-K., & Kwon, H.-S. (2006). Influences of Mo substitution by W on the precipitation kinetics of secondary phases and the associated localized corrosion and embrittlement in 29% Cr ferritic stainless steels. *Materials Science and Engineering: A*, 418(1-2), 211-217. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.053>
- Park, C.-J., & Kwon, H.-S. (2002). Effects of aging at 475 °C on corrosion properties of tungsten-containing duplex stainless steels. *Corrosion Science*, 44(12), 2817-2830. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X\(02\)00079-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X(02)00079-3)
- Park, S. H. C., Sato, Y. S., Kokawa, H., Okamoto, K., Hirano, S., & Inagaki, M. (2003). Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding. *Scripta Materialia*, 49(12), 1175-1180. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.08.022>
- Perren, R. A., Suter, T., Solenthaler, C., Gullo, G., Uggowitzer, P. J., Böhni, H., & Speidel, M. O. (2001). Corrosion resistance of super duplex stainless steels in chloride ion containing environments: investigations by means of a new microelectrochemical method: II. Influence of precipitates. *Corrosion Science*, 43(4), 727-745. doi: [http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X\(00\)00088-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X(00)00088-3)
- Pettersson, C.-O., & Fager, S.-Å. (1994). Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507. *AB Sandvik Steel, S-811 81 Sandviken*(S-91-57-ENG).
- Pinheiro, G. A. A. Q., Bracarense; Paulo Villani, Marques ; Axel, Meyer; Jorge Fernandez, Santos; Gordon R., Blakemore (2001). *Costura por Fricção: Fundamentos e Aplicações*.

Paper presented at the 1° COBEF. Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Curitiba. PR. Brasil.

- Pires R. R., C. L. A., Paes M. T. P., Franco S. D. (2006). *Influência da Força Axial, da Rotação e das Geometrias do Pino e do Furo na Qualidade do Reparo de Trincas por Atrito*. Paper presented at the Simpósio de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. 16° POSMEC., Uberlândia. MG.
- Pires, R. R. (2007). *Efeitos da geometria, da força axial e da rotação no reparo por atrito* (Dissertação (Mestrado)), Universidade Federal de Uberlândia.
- Ramirez, A. J., Lippold, J. C., & Brandi, S. D. (2003). The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(8), 1575-1597. doi: 10.1007/s11661-003-0304-9
- Saeid, T., Abdollah-zadeh, A., Assadi, H., & Malek Ghaini, F. (2008). Effect of friction stir welding speed on the microstructure and mechanical properties of a duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 496(1-2), 262-268. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2008.05.025>
- Senatore, M., Finzetto, L., & Perea, E. (2007, Março). Estudo comparativo entre os aços inoxidáveis dúplex e os inoxidáveis AISI 304L/316L. *Rem: Revista Escola de Minas*, 60, 175-181.
- Shindo, Y., Narita, F., Suzuki, M., & Shindo, I. (2010). Cryogenic fracture behavior of metastable austenitic stainless steel in a high magnetic field. *Strength of Materials*, 42(2), 221-225. doi: 10.1007/s11223-010-9210-8
- Shindo, Y., Yamaguchi, Y., & Horiguchi, K. (2004). Small punch testing for determining the cryogenic fracture properties of 304 and 316 austenitic stainless steels in a high magnetic field. *Cryogenics*, 44(11), 789-792. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.cryogenics.2004.04.008>
- T. Ogawa, T. K. (1989). Effect of Composition Profiles on Metallurgy and Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steel Weld Metals. *Welding Journal*, 68 (May) (1989), pp. 181s–191s.
- Taban, E. (2008). Toughness and microstructural analysis of superduplex stainless steel joined by plasma arc welding. *Journal of Materials Science*, 43(12), 4309-4315. doi: 10.1007/s10853-008-2632-z
- Taban, E., & Kaluc, E. (2011). Welding behaviour of Duplex and Superduplex Stainless Steels using Laser and Plasma ARC Welding processes. *Welding in the World*, 55(7), 48-57. doi: 10.1007/BF03321307
- Tamaki, K., Yasuda, K., Kimura, M., Kawasaki, H., Works, C., & Uegaki, T. (1988). Optimizing Welding Condition for Excellent Corrosion Resistance in Duplex Stainless Steel Linepipe. 20(3), 197-202.
- Tavares, S. S. M., Pardal, J. M., Lima, L. D., Bastos, I. N., Nascimento, A. M., & de Souza, J. A. (2007). Characterization of microstructure, chemical composition, corrosion resistance and toughness of a multipass weld joint of superduplex stainless steel UNS S32750. *Materials Characterization*, 58(7), 610-616. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2006.07.006>
- Tavares, S. S. M., Scandian, C., Pardal, J. M., Luz, T. S., & Silva, F. J. d. (2010, September). Failure analysis of duplex stainless steel weld used in flexible pipes in off shore oil production. *Engineering Failure Analysis*, 17, 1500-1506.

- Turnbull, A., Francis, P. E., Ryan, M. P., Orkney, L. P., Griffiths, A. J., & Hawkins, B. (2002). A Novel Approach to Characterizing the Corrosion Resistance of Super Duplex Stainless Steel Welds. *Corrosion*, 58(12), 1039-1048. doi: 10.5006/1.3280793
- Unfried, S. J., Hermenegildo, T. F., Paes, M. T. P., & Ramirez, A. J. P., A. (2008). Influence of Process Parameters in the TMAZ Microstructural Evolution of C-Mn Steels Friction Hydro-Pillar Welded Joints *Trends in Welding Research: Proceedings of the 8th International Conference* (Vol. 1): ASM International.
- Unfried, S. J., Paes, M. T. P., Hermenegildo, T. F. C., Bastian, F. L., & Ramirez, A. J. (2010). Study of microstructural evolution of friction taper plug welded joints of C-Mn steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(6), 506-513. doi: 10.1179/136217110X12720264008556
- Wainer, E., Brandi, S. D., & de Mello, F. D. H. (1992). *Soldagem: processos e metalurgia*: Edgard Blücher.
- Weng, K. L., Chen, H. R., & Yang, J. R. (2004). The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 379(1–2), 119-132. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2003.12.051>
- Yang, Y., Yan, B., Li, J., & Wang, J. (2011). The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. *Corrosion Science*, 53(11), 3756-3763. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2011.07.022>
- Zamin, P. V. (2010). *Estudo do ciclo térmico na zona afetada pelo calor produzida pelo processo de soldagem MAG*. (Trabalho Conclusão Graduação), Universidade Federal do Rio Grande do Sul.
- Zhang, X., Deng, C., Wang, D., Wang, Z., Teng, J., Cao, J., . . . Yang, F. (2016). Improving bonding quality of underwater friction stitch welds by selecting appropriate plug material and welding parameters and optimizing joint design. *Materials & Design*, 91, 398-410. doi: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.11.114>